

Вплив водню на міцність металевих конструкцій**Богдана Гайвась¹, Вероніка Дмитрук²**¹ Д. т. н., с. н. с., ІППММ ім. Я. С. Підстригача НАН України, вул. Наукова, 36, 79060, Львів, gayvas@ipmm.lviv.ua² К. т. н., доцент, Національний університет «Львівська політехніка», вул. С. Бандери, 12, 790013, Львів, veronika.a.dmytruk@lpnu.ua

У роботі розглянуто фізико-хімічні та механічні механізми деградації металевих конструкцій під дією водню, що адсорбується та дифундує в зону напружено-деформованого стану. Наведено рівняння, що описують вплив поверхневих процесів на критичний тиск, за якого відбувається нестійке поширення тріщини. Побудовано макrorівневий критерій воднево-обумовленого руйнування, який поєднує концентрацію водню, параметри напруженого стану та енергію деформації. Показано, що цей критерій узгоджується з локальними умовами водневого накопичення у вершині тріщини. Розглянуто локальний критерій досягнення критичної концентрації, що визначається інтенсивностями напружень та пластичних деформацій зсуву. Встановлено зв'язок між поверхневими адсорбційними процесами, дифузійним перенесенням водню та мікромеханізмами зародження й розвитку мікротріщин. Створена модель забезпечує єдине багаторівневе описання впливу водню на тріщиностійкість металів: від зміни поверхневої енергії до критеріїв локального та макроруйнування. Запропоновані співвідношення формують основу для подальших числових експериментів та можуть бути використані для оцінювання залишкового ресурсу і прогнозування довговічності елементів конструкцій, що працюють у водневому середовищі.

Ключові слова: воднева деградація, тріщиностійкість, адсорбція водню, локальний критерій руйнування, дифузія водню, напружено-деформований стан.

Вступ. Можливість застосування конструкційних металевих матеріалів у відповідальних елементах технічних систем безпосередньо пов'язана з їх здатністю зберігати міцність і довговічність в умовах дії зовнішніх механічних навантажень та агресивних середовищ. Особливу увагу привертає поведінка металів у водневмісних середовищах, де під час деформування інтенсифікуються поверхневі процеси, масоперенесення та взаємодія водню з компонентами сплавів. Ці явища істотно змінюють фізико-механічні характеристики матеріалу та сприяють зародженню дефектів різних масштабів.

Розвиток сучасної техніки вимагає підвищення міцності конструкційних матеріалів при одночасному забезпеченні високої надійності, яка визначається в'язкістю руйнування. Відомо, що міцність та в'язкість конструкційних сплавів залежать не лише від їх фазового складу та структури, але й від хімічних і механічних процесів, що відбуваються у матеріалі під впливом зовнішнього

середовища. Водень, проникаючи в метал, впливає на закономірності зародження та росту тріщин, що є визначальним чинником зниження опору руйнуванню.

Одночасна дія механічних напружень і водневмісного середовища є критичною для конструкцій у галузях енергетики, транспорту, авіаційної та ракетної техніки. За таких умов водень здатний знижувати опір металу пластичній деформації, спричиняти декогезію, змінювати рухомість дислокацій та активізувати корозійні процеси. Воднева деградація пов'язана з кінетикою надходження водню в метал: від поверхневих реакцій і розчинення до накопичення поблизу дислокацій, дефектів і неоднорідностей, що визначає локалізацію та характер руйнування [1].

Зростаюча роль водневих технологій і водневої енергетики підсилює потребу у математичних моделях, які дозволяють прогнозувати швидкість росту водневих тріщин, оцінювати залишкову міцність елементів та визначати допустимі розміри дефектів у водневому середовищі. Такі моделі базуються на фізичних, механічних та хімічних теоріях деформування і руйнування металів та дають можливість проводити числові експерименти для оцінки ресурсу конструкцій.

Тому дослідження процесів водневої деградації, зокрема механізмів зародження та розвитку тріщин під дією водню, є важливим елементом забезпечення надійності та довговічності металевих конструкцій і становить актуальну наукову задачу.

1. Теоретична модель

1.1. Дислокаційно-декогезійна концепція впливу водню. Руйнування металів в умовах дії водневмісних середовищ відбувається шляхом зародження і уповільненого росту тріщин. Кінетика такого росту завжди залежить від цілого комплексу взаємодіючих фізичних, хімічних та механічних процесів.

Досліджуючи поширення тріщин в металах, що взаємодіють з воднем, необхідно будувати залежності швидкості їх росту $\frac{da}{dt}$ від коефіцієнта інтенсивності напружень K_I і концентрації водню C_H у зоні передруйнування поблизу контурів.

За допомогою таких залежностей можна визначити кінетику водневої тріщини, ресурс деталі у водневому середовищі, допустимі розміри дефектів, а також інші важливі для оцінки працездатності конструкції параметри.

На макрорівні це виражається в зниженні деформаційних характеристик міцності металів і посиленні ознак крихкого руйнування. В зв'язку з цим виникла дислокаційно- декогезійна концепція дії водню на руйнування металів, яка ґрунтується на класичних працях А. R. Troiano та подальшому розвитку дислокаційних моделей у роботах Birnbaum, Sofronis, Robertson та ін.

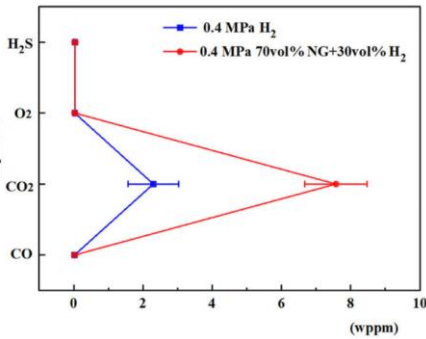


Рис. 1. Вміст адсорбованих домішок (CO, CO₂, O₂, H₂S) на поверхні зразків сталі після експозиції у водні при тиску 0.4 МПа та у суміші 70 vol.% природного газу й 30 vol.% H₂ (TDS-аналіз).
За даними [2].

Дія водню зменшує опір кристалічної ґратки руху дислокацій (напруження тертя τ_i) та ефективні сили зчеплення g_α у площинах можливого сколу.

Ефективна декогезійна дія водню у тріщиноутворювальних наддислокаціях описується залежністю [3]

$$g_\alpha(u_\alpha) = g_\alpha^0(u_\alpha) - k_d N_0, \quad (1.1)$$

де g_α^0 — сили зчеплення за відсутності водню, k_d — коефіцієнт ефективної декогезійної дії водню, N_0 — концентрація водню у пастках (ядрах дислокацій, околі вершин мікротріщин). Локалізовану *ефективну декогезію* виділяють як основний чинник, який полегшує зародження руйнування в металах за наявності водню.

1.2. Мікроскопічні критерії зародження та росту мікротріщин. Розглянемо загальмоване дислокаційне скупчення потужності n у системі ковзання з дотичними напруженнями τ_t та нормальними напруженнями σ_n . З урахуванням залежності (1.1) критерій зародження дислокаційної мікротріщини за наявності водню має вигляд

$$n(\tau_t - \tau_i) = 0.31(g_\alpha^0 - k_d N_0 - \sigma_n), \quad (1.2)$$

де $g_\alpha^0 = v g_m^0$ — ефективна характеристика сил зчеплення в ядрі домінуючої дислокації скупчення, $g_m^0 = \max g_\alpha^0(u_\alpha)$, v — параметр неоднорідності силового поля.

Критерій росту зародженої мікротріщини внаслідок "впадання" у неї дислокацій того ж скупчення з урахуванням впливу водню записується як

$$n(\tau_t - \tau_i) = 3.35 \left[\frac{(g^0 - k_d N_0)^2}{E} - 1.5 \sigma_n \right], \quad (1.3)$$

де E — модуль Юнга. Зі збільшенням концентрації водню N_0 обидва критерії зміщуються так, що стадія зародження мікротріщин може стати домінуючою у процесі руйнування [4, 5, 6].

Окремо оцінюють внесок тиску газоподібного водню P_{TP} у мікротріщинах. Для помірних концентрацій водню та типової температури випробувань ($T \approx 300 \sim K$) додатковий внесок у силу взаємодії дислокацій характеризується малим параметром $\varepsilon = \frac{P_{TP} h}{2B_1 M} \leq \frac{N_{\perp} R T}{N_A B_1^2 M}$, де h — характерна довжина

мікротріщини, B_1 — параметр, пов'язаний з її геометрією, $M = \frac{E}{4\pi(1-\mu^2)}$, μ — коефіцієнт Пуассона, $N_{\perp}$ — лінійна густина водню в мікротріщині, R — газова стала, N_A — число Авогадро. Для типових значень параметр ε малий, що підтверджує домінуючу роль декогезійної дії водню, а не газового тиску, на ранніх стадіях росту мікротріщин.

1.3. Макроскопічний критерій руйнування в точці тіла. Переходячи від мікрорівня до макроскопічного опису, пов'язують потужність дислокаційних скупчень з компонентами тензора пластичних деформацій. Для системи ковзання

(t, m) з пластичною деформацією зсуву γ_m^p маємо $n = n_0 + \frac{[u]_t}{b} = \frac{h_s}{b} \gamma_m^p$, де b — модуль вектора Бюргерса, h_s — середній період розміщення смуг заблокованих зсувів, n_0 — початкова потужність скупчення, $[u]_t$ — стрибок зсуву.

Макроскопічний критерій руйнування в точці деформованого тіла за наявності водню формулюється як

$$\frac{\gamma_{p0} - \gamma_{\max}^p}{\gamma} (\tau_{\max} - \tau_i) = \max \left\{ \begin{array}{l} 0.31(g^0 - K_D C - \sigma_{n \max}), \\ 3.35 \left[\frac{(g_m^0 - K_D C)^2}{E} - 1.5 \sigma_{n \max} \right] \end{array} \right\}, \quad (1.4)$$

де $\gamma = \frac{b}{h_s}$ — "квант" пластичної деформації зсуву, γ_{p0} — міра початкової локалізації мікропластичної деформації, $\gamma_{\max}^p$ — максимальна пластична деформація зсуву в даній точці, $\tau_{\max}$ та $\sigma_{n \max}$ — відповідно максимальні дотичне та нормальне напруження, C — концентрація водню в металі, $K_D = \theta k_d$ —

ефективний параметр декогезійної дії водню з урахуванням щільності пасток, θ — коефіцієнт, що залежить від енергії зв'язку водню з пастками. Умова (1.4) задає критеріальну поверхню в просторі макровеличин $\{C, \gamma_{\max}^p, \tau_{\max}, \sigma_{n \max}\}$.

За помірного насичення металу воднем концентрація в пастках зв'язується з об'ємною концентрацією $C(t)$ співвідношенням $N_0(t) = \theta C(t)$, що забезпечує узгодження мікро- та макроопису.

1.4. Критерій локального руйнування поблизу фронту тріщини у водневому середовищі.

Для опису локального руйнування у вершині тріщини вводиться залежність критичної концентрації водню від коефіцієнта інтенсивності напружень K_I та відстані r від вершини:

$$C(r, t) = C_{cr}(K_I, r). \quad (1.5)$$

Точка $r = r_c$ визначає глибину зони передруйнування, у якій за час $t = \Delta t$ накопичується достатня кількість водню C_{cr} для акту локального мікроруйнування та приросту тріщини на Δl .

Перенесення макрокритерію (1.4) у область характерного для вершини тріщини напружено-деформованого стану дає неявну форму критерію локального руйнування

$$\dot{\gamma} \sigma [C(K_I, r) \sigma_1(K_I, r)] - I_\varepsilon(K_I, r) [I_\tau(K_I, r) - \tau_i] - \gamma_{p0} [I_\tau(K_I, r) - \tau_i] = 0, \quad (1.6)$$

де I_τ , I_ε — інтенсивності дотичних напружень та пластичних деформацій зсуву, σ_1 — найбільше головне напруження. Член $\dot{\sigma}(\cdot)$ відповідає "силовому" чиннику руйнування, а її явний вигляд узгоджується з правою частиною (1.4). Подібні підходи до побудови макроскопічних критеріїв водневого руйнування розглянуто в роботах [1, 7]. Умова (1.6) разом із (1.5) визначає критеріальну поверхню локального воднево обумовленого руйнування поблизу фронту тріщини. Подібні локальні підходи до опису накопичення водню та ініціації руйнування біля вершини тріщини розвивалися, зокрема, у роботах [8, 9].

1.5. Адсорбційний вплив водню на поверхневу енергію та критерій Гріффітса. Розглянемо металеве тіло з дископодібною тріщиною радіуса a , тріщиностійкість якого за критерієм Гріффітса визначається поверхневою енергією γ . Коефіцієнт інтенсивності напружень при навантаженні тиском P у тріщині дорівнює

$$K_I(P) = 2P \sqrt{\frac{a}{\pi}}, \quad K_{Ic} = \left(\frac{2\gamma E}{1 - \mu^2} \right)^{1/2}, \quad (1.7)$$

де K_{Ic} — критичне значення K_I .

Адсорбція газоподібного водню H_2 на поверхні тріщини знижує поверхневу енергію згідно з адсорбційним рівнянням Гіббса $d\gamma = -\Gamma d\mu = -\Gamma_0 \theta d\mu$, де Γ — поверхнева густина адсорбованого газу, Γ_0 — густина при насиченні, θ — міра покриття поверхні. Для хімічного потенціалу водню в металі та в порі приймаємо $\mu_{H_2} = T \ln P + \chi(T)$, $\mu_H = \ln C + \Psi$, де P — тиск водню в порі, C — концентрація в металі, T — температура.

З урахуванням адсорбційної ізотерми Тьомкіна для $\theta(P)$ та ідеального газу отримують залежність зміни поверхневої енергії від тиску:

$$\gamma - \gamma_0 = \frac{1}{2} BRT\Gamma_0 \left[(\ln B_2 P_0)^2 - (\ln B_2 P)^2 \right], \quad (1.8)$$

де $B = B_1 / B_2$ — стала, B_1 , B_2 — параметри адсорбції, P_0 — початковий тиск водню, R — газова стала, γ_0 — поверхнева енергія без водню.

Підставивши $\gamma(P)$ з рівняння (1.8) у вираз для визначення K_{Ic} (рівняння (1.7) та прирівнявши $K_I(P) = K_{Ic}(\gamma)$, дістаємо рівняння для критичного тиску водню P_* , при якому починається поширення тріщини:

$$P_*^2 \approx \frac{\pi E}{2a(1-\mu^2)} \left\{ \frac{1}{2} BRT\Gamma_0 \left[(\ln B_2 P_0)^2 - \left(\ln B_2 \sqrt{\frac{\pi E}{2a(1-\mu^2)}} \right)^2 \right] + \gamma_0 \right\}. \quad (1.9)$$

Таким чином, теоретична модель поєднує дислокаційно-декогезійний механізм впливу водню на мікрорівні, макро- та локальні критерії руйнування поблизу тріщини, а також адсорбційний вплив водню на поверхневу енергію й тріщиностійкість металу. Це створює замкнену схему опису воднево обумовленого росту тріщин, яку далі можна використати для побудови фізико-механічної моделі довговічності елементів конструкцій.

У подальшому ці співвідношення будуть покладені в основу формування узагальненої математичної моделі, придатної для числової реалізації та проведення розрахунків кінетики водневого руйнування. У розділі 2 буде здійснено розвиток моделі з урахуванням нелінійної дифузії водню, механічних полів у зоні передруйнування та умов навантаження, характерних для практичних конструкцій.

2. Розвиток кінетичної моделі воднево-індукованого руйнування металів

2.1. Кінетика поширення тріщин у металах при дії газоподібного водню та довготривалих статичних навантажень. Розглянемо пружно-пластичне тіло з плоскою тріщиною, яке перебуває під дією довготривалих статичних навантажень розтягу. Зовнішні зусилля створюють симетричний відносно

площини тріщини напружено-деформований стан. У тріщину проникає водневмісне газове середовище. Поверхні тріщини покриті оксидною плівкою, тоді як на ювенільній поверхні її рухомої вершини формується поверхнева концентрація водню C_H^* , яка є джерелом дифузійного надходження водню в зону передруйнування. Унаслідок цього відбувається зниження характеристик пластичності матеріалу, зокрема критичної деформації ε_c .

Для опису воднево-обумовленого зниження опору руйнуванню доцільно використати деформаційний підхід. Враховуючи ефект Горського та експериментальні дані щодо впливу водню на деформаційні властивості металів, залежність деформації металу $\varepsilon(P, C_H)$ від силового параметра навантаження P та концентрації водню C_H представимо у вигляді

$$\varepsilon(P, C_H) = \varepsilon_1(P) + AC_H, \quad (2.1)$$

де $\varepsilon_1(P)$ — деформація, зумовлена виключно зовнішніми навантаженнями, а A — експериментально визначувана стала, що залежить від матеріалу та температури випробувань. Лінійна залежність (2.1) відносно C_H є прийнятною для малих і середніх концентрацій водню.

Надалі припускаємо, що силовий параметр P характеризує сталий рівень довготривалих статичних навантажень. Метою є побудова співвідношень, які описують сповільнений ріст тріщини в наводненому металі. Для цього використовують деформаційний критерій міцності

$$\varepsilon(P) = \varepsilon_c(C_H), \quad (2.2)$$

де $\varepsilon_c(C_H)$ — критична деформація, яка зменшується зі зростанням концентрації водню.

З урахуванням (2.1) критерій (2.2) можна подати у вигляді

$$\varepsilon(P) = \varepsilon_{c0} - A_1 C_H(x_*, t_*), \quad (2.3)$$

де ε_{c0} — критичне значення розтягувальних деформацій у відсутності водню, A_1 — експериментальна стала системи «метал–водневмісне середовище», $C_H(x_*, t_*)$ — концентрація водню, що накопичується за час t_* на відстані x_* від вершини тріщини.

Найбільші розтягувальні деформації ε виникають у зоні передруйнування на відстані розкриття тріщини δ від її вершини. Зв'язок між деформацією та розкриттям тріщини в тупиковій частині приймемо у вигляді

$$\varepsilon = h^{-1}\delta, \quad (2.4)$$

де h — коефіцієнт пропорційності, що залежить від геометрії та умов навантаження.

Локальна нестійкість металу в зоні передруйнування настає за час t_* на відстані $x_* = 2\alpha\delta$, де α — експериментально визначуваний параметр системи «метал–водень». Вважаючи x_* елементарною довжиною стрибка фронту тріщини, середню швидкість її росту можна записати у вигляді

$$V = x_* t_*^{-1} = 2\alpha\delta t_*^{-1}. \quad (2.5)$$

Концентрацію водню $C_H(x, t)$ у зоні передруйнування задають розв'язком відповідної дифузійної задачі (з урахуванням ефекту пасток). У спрощеному вигляді її можна подати як

$$C(x, t) = 2C_{0\tau} \exp\left[2m\xi - 4(\tau)^{-1}\xi^2\right] \left[\xi\sqrt{\pi} \exp(2m\xi) + 2\tau \exp(-0,25\xi^2\tau^{-1})\right]^{-1}, \quad (2.6)$$

де $C_{0\tau}$, m , ξ та τ — параметри, що описують ефективну дифузію та сорбційно-десорбційні процеси в зоні передруйнування.

Підставляючи (2.4)–(2.6) в умову локального руйнування (2.3), одержують зв'язок між швидкістю поширення тріщини V та розкриттям δ :

$$V\alpha\delta D^{-1} \exp(V\pi\alpha\delta D^{-1}) = 2\pi^{-1} \exp(-2m\alpha) \left[A_2 C_{H0} \exp(2m\alpha) - 1 + \delta\delta_c^{-1}\right]^2 (1 - \delta\delta_c^{-1})^{-1}, \quad (2.7)$$

де D — коефіцієнт дифузії водню, C_{H0} — зовнішня (гранична) концентрація водню, δ_c — критичне розкриття тріщини, а $A_2 = A_1 h \delta_c^{-1}$.

Якщо виконується умова $\frac{V\pi\alpha\delta}{D} \ll 1$, то з рівняння (2.7) можна отримати наближений вираз для швидкості росту тріщини:

$$V = 2D(\pi\alpha\delta)^{-1} \exp(-2m\alpha) \left[A_2 C_{H0} \exp(2m\alpha) - 1 + \delta\delta_c^{-1}\right]^2 (1 - \delta\delta_c^{-1})^{-1}. \quad (2.8)$$

Подібні залежності швидкості росту тріщин від параметрів навантаження та концентрації водню використовуються при моделюванні водневої деградації елементів трубопроводів і високоміцних сталей [10].

З рівняння (2.8) також випливає, що при заданій зовнішній концентрації водню C_{H0} тріщина не поширюється, якщо розкриття її вершини задовольняє умову

$$\delta = \delta_c \left[1 - A_2 C_{H0} \exp(2m\alpha)\right]. \quad (2.9)$$

В експериментальних дослідженнях зручно ввести безрозмірний параметр $\lambda = \delta / \delta_c$ і подати рівняння (2.8) у вигляді

$$V = 7,14110^{-7} \lambda^{-1} (\lambda - 0,043)^2 (1 - \lambda)^{-2}, \lambda = \delta\delta_c^{-1}, \quad (2.10)$$

що добре апроксимує залежність da/dt від δ для конкретної сталі (наприклад, 4147) при тиску водню 21 МПа, коли параметри α , A_2 , D та δ_c визначені методом найменших квадратів.

2.2. Основні рівняння кінетики поширення макротріщин від утомленості у наводнених неоднорідних матеріалах. Розглянемо неоднорідну пружно-пластичну пластину, наводнену до певного рівня концентрації водню $C_H(x, y)$, яка містить тріщину та циклічно навантажується зовнішніми силами, що характеризуються силовим параметром P і коефіцієнтом асиметрії циклу $R = K_{\min} / K_{\max}$. Нехай за ΔN циклів навантаження тріщина збільшується на довжину Δl , а поблизу її вершини формується циклічна пластична зона довжиною l_{pf} . При цьому l_{pf} є меншою за довжину статичної пластичної зони l_p і пов'язана з нею співвідношенням.

$$l_{pf} = \frac{(1-R)^2}{4} l_p. \quad (2.11)$$

Для побудови кінетичних рівнянь росту макротріщини від утомленості використано енергетичний критерій руйнування, отриманий на основі першого закону термодинаміки. Відповідно, для того щоб тріщина від утомленості збільшилася на Δl за ΔN циклів, в точках (x, y) на її траєкторії повна енергія розсіювання пластичних деформацій має досягти енергії руйнування матеріалу:

$$\Delta W = \Delta W_c. \quad (2.12)$$

Розкладаючи повну енергію розсіювання на статичну та циклічну складові і припускаючи, що густина статичної складової та енергії руйнування матеріалу залишається сталою при просуванні тріщини на Δl , критерій (2.12) можна записати як

$$\gamma_s^{(H)} \Delta l + \Delta N (w_f^{(H)} - w_{th}^{(H)}) = \alpha \cdot \gamma_c^H \Delta l, \quad (2.13)$$

де $\gamma_s^{(H)}$ — густина статичної складової енергії розсіювання пластичних деформацій у матеріалі; $w_f^{(H)}$ та $w_{th}^{(H)}$ — відповідно циклічна складова енергії розсіювання за один цикл та її порогове значення; $\gamma_c^{(H)}$ — густина енергії руйнування наводненого матеріалу; α — коефіцієнт Морроу.

Переходячи у рівнянні (2.13) до границі $\Delta N \rightarrow 0$, одержуємо диференціальне рівняння

$$\frac{\Delta l}{\Delta N} = \frac{w_f^H - w_{th}^{(H)}}{\alpha \cdot \gamma_c^H - \gamma_s^{(H)}}. \quad (2.14)$$

Співвідношення (2.14) задає загальний вигляд кінетичного рівняння для швидкості поширення тріщини від утомленості $V = dl / dN$ у наводненому неоднорідному матеріалі.

Для визначення траєкторії поширення тріщини введемо кут θ , який описує напрямок росту тріщини (відносно, наприклад, початкової орієнтації). Вважаємо, що тріщина розвивається в напрямку, де її швидкість є максимальною. Тоді, прирівнюючи до нуля похідну правої частини рівняння (2.14) за θ , отримуємо друге кінетичне рівняння:

$$\frac{\partial}{\partial \theta} \left(\frac{w_f^H - w_{th}^{(H)}}{\alpha \cdot \gamma_c^H - \gamma_s^{(H)}} \right) = 0, \quad (2.15)$$

за початково-крайових умов

$$N = 0 \text{ при } l = l_0; \quad N = N_d \text{ при } l = l_* . \quad (2.16)$$

Пластичну зону перед вершиною тріщини від утомленості згідно з δ_s -моделлю описують модельним розрізом, до країв якого прикладено сили зчеплення, рівні модельним границям плинності для ідеально пружно-пластичного матеріалу на розтяг та зсув: σ_{01} та τ_{01} відповідно. Тоді циклічну складову енергії розсіювання пластичних деформацій за один цикл можна записати як

$$w_f^H = \int_0^{l_{pf}} (\sigma_{01} \Delta \delta_1^{(H)}(s) + \tau_{01} \Delta \delta_{11}^{(H)}(s)) ds, \quad (2.17)$$

де $\Delta \delta_1^{(H)}(s) = \delta_{1\max}^{(H)}(s) - \delta_{1\min}^{(H)}(s)$, $\Delta \delta_{11}^{(H)}(s) = \delta_{11\max}^{(H)}(s) - \delta_{11\min}^{(H)}(s)$ — розмахи розкриття модельної тріщини (нормального відриву та поперечного зсуву) у точці s пластичної зони $0 \leq s \leq l_{pf}$.

Порогове значення циклічної складової енергії розсіювання $w_{th}^{(H)}$ задається аналогічним інтегралом:

$$w_{th}^H = \int_0^{l_{pf}} (\sigma_{01} \Delta \delta_{1th}^{(H)}(s) + \tau_{01} \Delta \delta_{11th}^{(H)}(s)) ds, \quad (2.18)$$

де $\Delta \delta_{1th}^{(H)}(s)$ та $\Delta \delta_{11th}^{(H)}(s)$ — порогові розмахи розкриття нормального відриву та поперечного зсуву.

Статичну складову енергії розсіювання пластичних деформацій

$$\gamma_s^H = \sigma_{01} \delta_{1\max}^{(H)} + \tau_{01} \delta_{11\max}^{(H)}, \quad (2.19)$$

де $\delta_{1\max}^{(H)}$ та $\delta_{11\max}^{(H)}$ — максимальні значення розкриття нормального відриву та зсуву у вершині тріщини.

Максимальне та мінімальне значення розкриття δ за циклічного навантаження в пластичній зоні пов'язані з асиметрією циклу R співвідношенням

$$\delta_{\min} = \left[1 - \frac{(1-R)^2}{2} \right] \delta_{\max} . \quad (2.20)$$

Питома енергія руйнування наводненого матеріалу в умовах плоского напруженого стану має загальний вигляд

$$\gamma_C^{(H)} = \sigma_{01} \delta_{1*}^H + \tau_{01} \delta_{11*}^H . \quad (2.21)$$

де δ_{1*}^H та δ_{11*}^H — критичні значення розкриття розтягу та поперечного зсуву, при одночасному досягненні яких відбувається руйнування матеріалу.

Враховуючи, що матеріал наводнений до рівня концентрації C_H і використовуючи емпіричне співвідношення $\varepsilon_c^{(H)} = \varepsilon_c - A_1 C_H$, яке добре описує вплив малих концентрацій водню, вираз (2.21) можна модифікувати у вигляді

$$\gamma_c^{(H)} = \sigma_{01} (\delta_{1*}^H - A_1 C_H) + \tau_{01} (\delta_{11*}^H - A_2 C_H) , \quad (2.22)$$

де A_1 та A_2 — експериментальні сталі системи «метал–водневмісне середовище».

Підставляючи вирази (2.17)–(2.22) у кінетичне рівняння (2.14), одержують узагальнений вираз для швидкості росту макротріщини від утомленості в наводненому неоднорідному матеріалі. Разом із умовою максимуму (2.15) цей вираз утворює систему кінетичних рівнянь, яка дозволяє оцінювати як швидкість, так і траєкторію поширення тріщини з урахуванням дії водню, неоднорідності механічних властивостей та асиметрії циклічного навантаження.

Висновки. У роботі проведено теоретичний аналіз впливу водню на міцність металевих елементів конструкцій з урахуванням фізико-хімічних механізмів адсорбції, дифузії та локального руйнування. Отримані результати дозволяють сформулювати такі висновки:

Показано фундаментальні механізми водневої деградації, пов'язані з адсорбцією молекулярного водню на поверхні тріщин і наступною дифузією атомарного водню в зону напружень. Проаналізовано рівняння зміни поверхневої енергії під дією водню та критерій Гріффітса в умовах водневого навантаження.

Отримано уточнені аналітичні співвідношення, що описують зниження критичної поверхневої енергії та модифікацію коефіцієнта інтенсивності

напружень у присутності водню. Показано, що зменшення енергії розриву за рахунок адсорбції веде до зниження критичного тиску, починаючи з якого можлива нестійка експлуатація тріщини.

Проаналізовано макрокритерій руйнування, який пов'язує макропараметри стану конструкційного металу (концентрацію водню, максимальні дотичні напруження, головні нормальні напруження та енергію деформації) з умовою переходу до нестійкого поширення тріщини. Показано узгодження макрокритерію з критерієм Гріффітса у випадку водню, що адсорбується.

Розглянуто локальний критерій воднево-обумовленого руйнування, який враховує накопичення критичної концентрації водню у вершині тріщини в залежності від інтенсивностей напружень та пластичних деформацій зсуву. Показано, що локальний критерій є узгодженою деталізацією макрокритерію на мікрорівні.

Проведено порівняльний аналіз макро- та мікрорівневих умов руйнування, що дозволяє однозначно встановити зв'язок між поверхневими процесами (адсорбція) та параметрами дифузії водню в зоні напружено-деформованого стану. Робота демонструє, що деградація міцності металів у водневому середовищі повинна розглядатися як комплексний багаторівневий процес.

На підставі проведеного теоретичного дослідження сформовано узагальнену математичну модель водневої деградації, яка може бути покладена в основу числових алгоритмів прогнозування довговічності, оцінювання залишкового ресурсу та моделювання стійкості конструкцій до дії водню.

Отримані результати створюють теоретичну базу для подальших числових експериментів, калібрування параметрів моделі та практичного застосування в задачах прогнозування надійності водневих конструкцій.

Література

- [1] *Андрейків О. Є., Гембара О. В.* Механіка руйнування та довговічність металевих матеріалів у водневмісних середовищах. — К.: Наукова думка, 2008. — 158 с.
- [2] *Shang J., Chen W., Zheng J., Hua Z., Zhang L., Zhou C., Gu C.* Enhanced hydrogen embrittlement of low-carbon steel to natural gas/hydrogen mixtures // *Scripta Materialia*. — 2020. — Vol. 189. — P. 67–71. — DOI: 10.1016/j.scriptamat.2020.08.011.
- [3] *Lee H.M.* Solubility of hydrogen and bulk modulus in transition metals. // *Journal of Materials Science*. — 1978. — Vol. 13, No. 6. — P. 1374–1380.
- [4] *Dadfarnia M., Novak P., Ahn D.C., Liu J.B., Sofronis P., Johnson D.D., Robertson I.M.* Recent advances in modeling hydrogen embrittlement. // *Advanced Materials*. — 2010. — Vol. 22, No. 10. — P. 1128–1135.
- [5] *Nagao A., Smith C.D., Dadfarnia M., Sofronis P., Robertson I.M.* The role of hydrogen in hydrogen embrittlement fracture of lath martensitic steel. // *Acta Materialia*. — 2012. — Vol. 60. — P. 5182–5189.
- [6] *Wang M., Akiyama E., Tsuzaki K.* Effect of hydrogen on the fracture behavior of high-strength steel during slow strain rate test. // *Corrosion Science*. — 2007. — Vol. 49, No. 11. — P. 4081–4097. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2007.03.038>

- [7] Toribio J. Fracture mechanics approach to stress corrosion cracking of pipeline steels: when hydrogen is the circumstance. // *Integrity of Pipelines Transporting Hydrocarbons* (NATO Science Series). — 2011. — P. 37–58. DOI: 10.1007/978-94-007-0588-3_4.
- [8] Sofronis P., McMeeking R.M. Numerical analysis of hydrogen transport near a blunting crack tip. // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. — 1989. — Vol. 37, No. 3. — P. 317–350.
- [9] Turnbull A. Hydrogen diffusion and trapping in metals. // *Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies. Mechanisms, Modelling and Future Developments*. — Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. — Vol. 1. — 2012. — P. 89–128.
- [10] Андрейків О. Є., Долінська І. Я. Прогнозування залишкового ресурсу труб нафтогазопроводів з урахуванням умов експлуатації і деградації їх матеріалів. — К.: Наукова думка, 2023. — 265 с.

Influence of hydrogen on the strength of metallic structures

Bogdana Gayvas, Veronika Dmytruk

The study examines the physicochemical and mechanical mechanisms of degradation of metallic structures under the action of hydrogen that adsorbs and diffuses into the region of the stress-strain field. The equations describing the influence of surface processes on the critical pressure at which unstable crack propagation occurs are presented. A macro-level criterion for hydrogen-induced fracture is constructed, combining hydrogen concentration, stress state parameters, and strain energy. It is shown that this criterion is consistent with the local conditions of hydrogen accumulation at the crack tip. A local criterion for achieving a critical concentration governed by stress intensities and plastic shear deformation is also considered. The relationship between surface adsorption processes, hydrogen diffusion transport, and the micromechanisms of microcrack initiation and growth is established. The developed model provides a unified, multiscale description of hydrogen effects on the fracture toughness of metals, ranging from surface energy changes to local and macro-fracture criteria. The proposed relations form a basis for further numerical studies and can be used to assess the residual life and predict the durability of structural components operating in hydrogen environments.

Отримано 18.12.2025