

УДК 620.178.4: 669.14.018

**ВПЛИВ ВОДНЮ НА СТАТИЧНУ ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ
ЖАРОМІЦНИХ СТАЛЕЙ***Л. М. ІВАСЬКЕВИЧ, О. І. БАЛИЦЬКИЙ, В. М. МОЧУЛЬСЬКИЙ**Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів*

Досліджено вплив водневої атмосфери за тисків до 30 МПа та заздалегідь поглинутого при 623 К водню на короткочасну і довготривалу статичну тріщиностійкість зразків із мартенситної ЕП-517 (15X12H2MФАВ) та аустенітної дисперсійно твердкої ЕП-700 (10X15H27T3B2MP) сталей. Встановлено, що під дією водню у 2–3 рази знижується коефіцієнт інтенсивності напружень K_c і зменшується товщина зразка, за якої реалізується плоскодеформований стан. Вплив водню на значення K_c посилюється зі збільшенням тиску водневої атмосфери (сталь ЕП-517), концентрації заздалегідь поглинутого за високих температур водню (сталь ЕП-700), а також зі зменшенням товщини зразків від 35 до 10 mm. Після витримки у повітрі за кімнатної температури впродовж $17,5 \cdot 10^4$ h вміст водню в сталях знижується, значення K_c зростають, але є на 20 % нижчі, ніж для ненаводнених зразків. За випробувань на довготривалу статичну тріщиностійкість на базі 300 h встановлено інваріантну характеристику тріщиностійкості сталі ЕП-700 – порогове значення K_{IIST} , рівне $38 \text{ МПа} \sqrt{\text{m}}$.

Ключові слова: *короткочасна і довготривала статична тріщиностійкість, водневе окрихчування, мартенситна та аустенітна сталі.*

За статичного навантаження довговічність конструкцій та критичні розміри технологічних дефектів – концентраторів напружень чи експлуатаційних тріщин розраховують за значеннями критичного коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) K_{Ic} (K_c) [1–3]. Але його використання для оцінювання роботоздатності деталей у газоподібному водні обмежене низкою факторів, обумовлених методичними аспектами його визначення у лабораторних умовах і особливостями зародження та росту тріщини у присутності водню [2, 3]. Матеріали, які застосовують у водневій енергетиці, повинні мати запас пластичності та бути нечутливими до тріщин і надрізів, через що умови автотривалості забезпечуються лише для зразків великих розмірів [1–4], що суттєво ускладнює експерименти. Тому вплив водню на механічну поведінку конструкційних сталей та сплавів вивчали за випробувань на короткочасний статичний розтяг і малоциклову втому [5–7]. Встановлені закономірності впливу умов навантаження (швидкість за статичного розтягу, частота та амплітуда за малоцикловою втоми, температура, тиск та вміст заздалегідь розчиненого водню) на міцність, пластичність і довговічність матеріалів різних структурних класів [5–8]. Останнім часом зріс інтерес про дослідження циклічної тріщиностійкості матеріалів у водневовмісних середовищах за різних параметрів циклу навантаження із урахуванням концентрації водню біля тріщиноподібного дефекту [9, 10]. Однак дані про закономірності впливу водню на статичну тріщиностійкість обмежені та неоднозначні. Зокрема, відсутня важлива для механіки руйнування інформація про залежність швидкості росту тріщини від КІН та вплив розмірів зразків на параметр K_c (K_{Ic}) за різних умов наводнення.

Контактна особа: Л. М. ІВАСЬКЕВИЧ, e-mail: ivaskevich@ipm.lviv.ua

Нижче визначили закономірності впливу водню на тріщиностійкість жароміцних сталей мартенситного та аустенітного класів за короткочасного та довготривалого статичного навантажень.

Матеріали та методика. Досліджували використовувани в аерокосмічному і енергетичному машинобудуванні [11, 12] мартенситну ЕП-517 (15Х12Н2МФАВ) та аустенітну дисперсійно твердку ЕП-700 (10Х15Н27Т3В2МР) сталі, властивості яких у водні за статичного розтягу та малоциклової втоми встановлені раніше [7, 13–15]. Їх хімічний склад, режими термічних обробок і механічні властивості, визначені у повітрі та водні під тиском 30 МПа за кімнатної температури, швидкості розтягу 0,1 mm/min, амплітуди та частоти згину 1,6% та 0,5 Hz, наведені у табл. 1.

Таблиця 1. Режими термічної обробки та механічні властивості сталей за кімнатної температури у повітрі (чисельник) та водні під тиском 30 МПа (знаменник)

Хімічний склад, mass.%	Термічна обробка		Механічні властивості				
	гартування	старіння	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	N циклів до руйнування, $\epsilon = 1,6\%$
			МПа		%		
ЕП-517: 0,15С; 0,5Si; 12,2Cr; 1,9Ni; 1,52Mo; 0,72W	1393 К, 1 h	953 К, 2 h	$\frac{1080}{1060}$	$\frac{940}{950}$	$\frac{16}{4}$	$\frac{62}{10}$	$\frac{1029}{43}$
ЕП-700: 0,09С; 0,6Si; 15Cr; 27,11Ni; 1,41Mo; 1,92W; 2,85Ti; 0,29Al; 0,02В; 0,1Сo	1373 К, 1 h	1023 К, 16 h + 923 К, 10 h	$\frac{1270}{1240}$	$\frac{870}{880}$	$\frac{17}{10}$	$\frac{23}{10}$	$\frac{2277}{501}$

Примітка: властивості сталі ЕП-700 у водні вивчали на заздалегідь наводнених (до концентрації $C_H = 15$ wppm) за 623 К зразках.

КІН під статичним навантаженням K_Q розраховували згідно зі стандартом [4]. Для дослідження впливу товщини зразка на характер руйнування у водні та повітрі використовували прямокутні компактні зразки розмірами 10×24×25; 13×31×33; 15×36×38; 20×48×50; 25×60×62; 30×72×75; 35×84×87,5 mm. Довжина попередньо наведеної втомної тріщини $l = (0,45... 0,55) b$, де b – ширина зразка. В'язкість руйнування в умовах пружно-пластичного руйнування визначали за методом J -інтеграла [16] на зразках товщиною 20 mm за швидкості розтягу 0,1 mm/min.

Довготривалу статичну тріщиностійкість вивчали за відомою методикою [17] на двоконсольних балкових (ДКБ) зразках розмірами 150×24×12 mm із втомними тріщинами завдовжки 30 mm. У водні під тиском 30 МПа досліджували заздалегідь наводнені зразки зі сталі ЕП-700 ($C_H = 15$ wppm) за силової схеми навантаження зі сталим розкриттям. Симетричні V-подібні бокові надрізи із кутом 60° та глибиною 1,5 mm сприяють формуванню умов плоскої деформації у зразку та скеровують тріщину вздовж його площини симетрії [18]. База випроб 300 h.

Після витримки у водні за 623 К, тиску 35 МПа впродовж 5; 7; 10; 20 та 24 h його кількість у сталі ЕП-700, визначена хроматографічним аналізом на приладі Leko TCH 600 [19], становила відповідно 5; 6,5; 15; 28 та 29,5 wppm.

Робочі камери установок для випроб у водні заздалегідь вакуумували, продували воднем, знову вакуумували і заповнювали воднем до заданого тиску. Всі механічні характеристики визначали при 293 К. Чутливість сталей до водневої деградації оцінювали за коефіцієнтом β_{K_c} , який розраховували як співвідношення відповідних значень K_c у водні та повітрі.

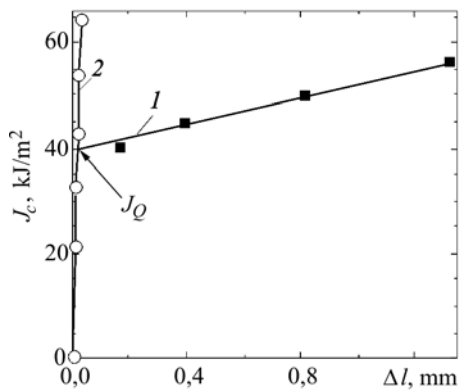


Рис. 1. Залежність J -інтеграла від приросту довжини тріщини Δl (1) та крива, побудована за ф-лою $J = 2\Delta l(\sigma_{0,2} + \sigma_B)/2$ (2) для сталі ЕП-700 у повітрі.

Fig. 1. Dependence of J -integral on crack length increment Δl (1) and curve plotted by Eq. $J = \Delta l(\sigma_{0,2} + \sigma_B)/2$ (2) for EP-700 steel in air.

Δl (рис. 1, крива 1) та екстраполюючи цю криву до перетину з прямою, побудованою за формулою $J = 2\sigma_m \Delta l$, де $\sigma_m = (\sigma_{0,2} + \sigma_B)/2$ (рис. 2, крива 2). Крива $J = f(\Delta l)$ перетинається зі січною $J/2\sigma_m$ у точці J_Q , яка відповідає моменту старту тріщини (рис. 2). Для сталей ЕП-700 і ЕП-517 параметр J_Q рівний 39 і 61,4 kJ/m² відповідно (рис. 2), що задовольняє експериментальні критерії визначення коректних значень J_c : $t, l, b - l \geq \alpha J_Q/\sigma_m$, ($\alpha = 25 \dots 50$) [16].

Критичний КІН в умовах плоскої деформації $K_{Ic}(J)$ визначали за значенням J_c , використовуючи залежність $K_{Ic}^2(J) = J_c E / (1 - \mu^2)$, де E – модуль пружності (модуль Юнга); μ – коефіцієнт Пуассона. Отриманий методом J -інтеграла параметр $K_{Ic}(J)$ для сталі ЕП-700 становить $94 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$, а для сталі ЕП-517 – $119 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$. За таких значень для реалізації ПДС необхідно, щоб товщина компактних зразків з цих сталей перевищувала 40 і 29 mm відповідно.

Вплив умов наводнювання на КІН. За кімнатної температури максимальний вплив водню на пластичність, малоциклову довговічність та в'язкість руйнування ($t = 20 \text{ mm}$) мартенситних сталей типу ЕП-517 зафіксовано за його тисків понад 10 MPa [15], а додаткова дія заздалегідь поглинутого водню незначна, тоді як вказані вище характеристики аустенітних дисперсійно твердких сталей типу ЕП-700 суттєво знижуються лише після попереднього високотемпературного наводнювання [7, 8, 11–16]. Тому вивчали залежності коефіцієнта K_c ненаводнених зразків зі сталі ЕП-517 від тиску водню і заздалегідь наводнених зразків зі сталі ЕП-700 від його вмісту.

Зі зростанням тиску (сталь ЕП-517) і вмісту водню (сталь ЕП-700) в'язкість руйнування зменшується (рис. 2), причому без попереднього наводнювання вплив водневої атмосфери на тріщиностійкість сталі ЕП-700 незначний (рис. 2b, крива 1; рис. 3b, крива 3). Параметр K_c зразків із сталі ЕП-517 товщиною 20 mm досягає мінімальних значень $47 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ за тиску водню 7,5 MPa (рис. 2a, крива 2) [15], товщиною 35 mm – за тиску 5 MPa (рис. 2a, крива 3).

Значення K_c зразків завтовшки 20 і 35 mm зі сталі ЕП-700 зменшуються до 49...50 MPa $\sqrt{\text{m}}$ в інтервалі концентрацій водню 0...6,5 wppm і не знижуються з подальшим наводнюванням (рис. 2b, крива 3). За цих умов діаграми “навантажен-

Вплив умов наводнювання та товщини зразка на в'язкість руйнування. Визначення критичних значень КІН у повітрі. Пластичні характеристики сталей у нейтральному середовищі високі (табл. 1), за товщини зразків $t = 20 \text{ mm}$ плоскодеформований стан (ПДС) не реалізується [13–15]. Тому КІН K_{Ic} , який відповідає умовам плоскої деформації, визначали методом J -інтеграла. Попри певні застереження [2, 20–22], такий метод часто застосовують, щоб оцінити статичну тріщиностійкість пластичних матеріалів, зокрема, за малих товщин деталей конструкцій [10, 23–25]. Значення J -інтеграла знаходили за формулою $J = 2A / t(b-1)$, де A – площа під кривою навантаження-переміщення. Критичне значення J_c визначали, будуючи залежності параметра J від приросту довжини тріщини

ня–переміщення” відповідають типу I за документом [4], бокові утяжки відсутні, а злам зразків покритий фасетками відколу, характерними для крихкого руйнування. При цьому величина K_c досягає критичних значень K_{Ic} , тобто відповідає вимогам $l, b \geq 2,5(K_c^H/\sigma_{0,2}^H)^2$ [4, 21]. Таким чином, водень ініціює руйнування за механізмом нормального відриву на всьому фронті тріщини, викликаючи ПДС.

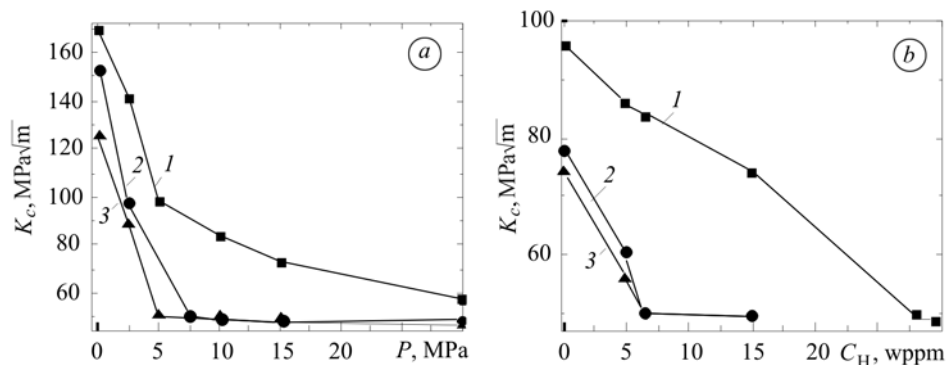


Рис. 2. Залежність в'язкості руйнування K_c зразків завтовшки 10 (1); 20 (2) та 35 mm (3) від тиску водню (ненаводнені зразки зі сталі ЕП-517) (а) та його вмісту (наводнені зі сталі ЕП-700, тиск водню 30 МПа) (b).

Fig. 2. Dependence of fracture toughness, K_c , of specimens with thickness 10 (1); 20 (2) and 35 mm (3) on hydrogen pressure (non-hydrogenated EP-517 steel specimens) (a) and hydrogen concentration (hydrogenated EP-700 steel specimens, hydrogen pressure 30 MPa) (b).

За товщини зразка 10 mm умови плоскої деформації для сталі ЕП-700 виконуються лише після наводнювання до $C_H = 28$ wppm (рис. 2b, крива 1), а для сталі ЕП-517 не виконуються навіть за найбільшого тиску 30 МПа (рис. 2a, крива 1). Отже, для досягнення максимального впливу водню на коефіцієнт тріщиностійкості зразків із меншою товщиною необхідні вищі тиски (сталь ЕП-517) або концентрації заздалегідь поглинутого водню (сталь ЕП-700).

Вплив розмірів зразка на КІН та ступінь водневого окрихчення. Роль масштабного фактора в оцінюванні впливу водню на статичну тріщиностійкість досліджували за його тиску 30 МПа на ненаводнених (сталі ЕП-517 і ЕП-700) та заздалегідь наводнених до 15 та 28 wppm (сталь ЕП-700) зразках. У повітрі значення K_c сталі ЕП-517 зі збільшенням товщини зразка від 10 до 13 mm незначно зростають, а потім зменшуються у всьому дослідженому інтервалі (рис. 3a, крива 1). За максимальних товщин 35 mm $K_c > K_{Ic}(J)$ (рис. 3a, криві 1, 2) поверхня зламу в'язкокрихка з боковими утяжками. Складніша залежність $K_c(t)$ для сталі ЕП-700 (рис. 3b, крива 1), на зразках із якої товщиною 30 і 35 mm реалізується ПДС. Значення K_{Ic} (91...92 МПа \sqrt{m}) дещо менші, ніж $K_{Ic}(J)$ (94 МПа \sqrt{m}) (рис. 3b, крива 1), що узгоджується із відомими порівняльними результатами визначення в'язкості руйнування різними експериментальними методиками [17, 18, 20–25].

За максимального водневого окрихчування параметр K_c майже не залежить від товщини зразка (рис. 3a, крива 3; рис. 3b, крива 5). Очевидно, значення коефіцієнтів тріщиностійкості K_{IcH} критичні для сталей у присутності водню. У повітрі K_c зменшується зі збільшенням товщини t (рис. 3, криві 1), тому вплив водню послаблюється, коефіцієнт β_{K_c} асимптотично наближається до значення співвідношення K_{IcH}/K_{Ic} (рис. 4, криві 2–5). Деяке посилення водневого окрихчування сталі ЕП-700 за концентрації $C_H = 28$ wppm і товщин 10...20 mm (рис. 4, крива 1) та сталі ЕП-517 в інтервалі товщин 10...13 mm (рис. 4, крива 3) обумовлено тим, що за цих умов не отримано мінімальні значення K_c . Оскільки залежно від товщини

зразка і умов наводнювання вплив водню на параметр K_c може бути відчутно сильніший або слабший, ніж на K_{Ic} (рис. 4), для коректного оцінювання тріщино-стійкості матеріалів у водневовмісних середовищах важливо встановити тиски або концентрації водню, за яких реалізується ПДС.

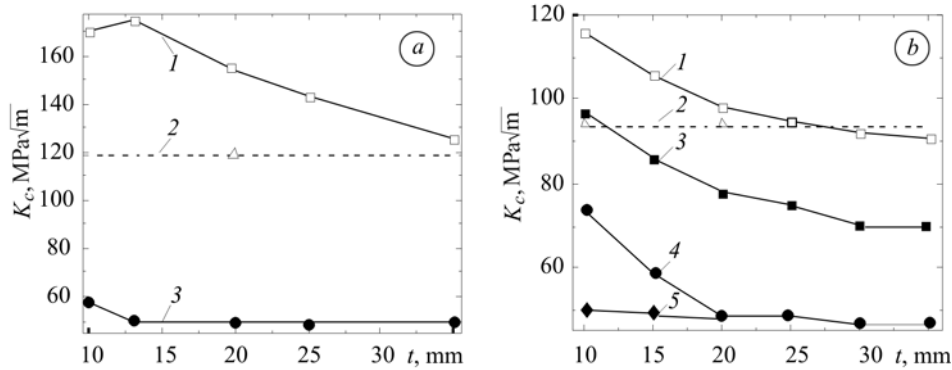


Рис. 3. Вплив товщини зразка t на коефіцієнт K_c сталей ЕП-517 (а) та ЕП-700 (б): 1, 2 – повітря, значення K_{Ic} , отримані стандартним і методом J -інтеграла, відповідно; 3–5 – водень під тиском 30 МПа за вмісту заздалегідь оклюдованого водню 0 (3); 15 (4) і 28 (5) wppm.

Fig. 3. Influence of specimen thickness t , on stress intensity factor, K_c , of EP-517 (a) and EP-700 steels (b): 1, 2 – air, value K_{Ic} , obtained by standard and J -integral methods, respectively; 3–5 – hydrogen under the pressure of 30 MPa with preliminary saturated hydrogen 0 (3); 15 (4) and 28 (5) wppm.

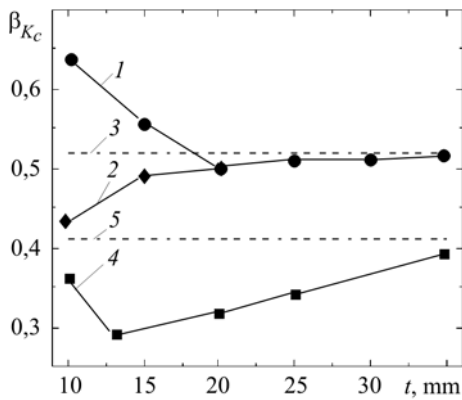


Рис. 4. Залежності коефіцієнта впливу водню під тиском 30 МПа на величину K_c сталей ЕП-700 (1, 2) і ЕП-517 (4) за вмісту заздалегідь оклюдованого водню 0 (4); 15 (1) і 28 (2) wppm від товщини зразків. Штрихові лінії – значення співвідношення K_{IcH} / K_{Ic} сталей ЕП-700 (3) і ЕП-517 (5).

Fig. 4. Dependence of the hydrogen influence coefficient at a pressure of 30 MPa on K_c of EP-700 (1, 2) and EP-517 steels (4) under the preliminary hydrogen saturation 0 (4); 15 (1) and 28 (2) wppm on specimens thickness. Dotted lines – the values of relation K_{IcH} / K_{Ic} of EP-700 (3) and EP-517 steels (5).

Таким чином, під дією водню у 2–3 рази знижується в'язкість руйнування, а ПДС реалізується за значно менших товщин зразків (рис. 3). Особливо суттєво впливає водень на розміри пластичної зони, які пропорційні квадрату коефіцієнта K_c [14, 20], визначають розподіл пружних та пластичних деформацій перед вершиною тріщини, характер руйнування і залишковий ресурс експлуатації [20–25]. Відомо, що на великих зразках розміри пластичної зони малі проти довжин тріщини, залишкового перерізу і товщини зразка [2, 20–23]. Зразки із меншою товщиною та більшим співвідношенням розмірів пластичної зони до товщини окрихчуться сильніше, однак для цього необхідні вищі тиски (сталь ЕП-517) або концентрації (сталь ЕП-700) водню (рис. 2–4). Отже, за достатньої для максимального окрихчування кількості водню його вплив на в'язкість руйнування за плосконапруженого стану сильніший, ніж за плоскодеформованого.

Зміни в'язкості руйнування під час десорбції водню. Компактні зразки розмірами 20×48×50 mm випробовували на статичний розтяг у повітрі після навод-

нення (623 К, 35 МПа, 10 h) (режим 1), а також довготривалої (17,5·10⁴ h) витримки у повітрі за кімнатної температури (режим 2). Внаслідок наводнювання у мартенситній сталі (з вмістом водню 5,1 wppm) коефіцієнт K_c знизився від 154 до 101 МПа√m (табл. 2), але залишився суттєво вищим, ніж параметр K_{Ic} для зразків із цієї сталі товщиною 20 mm за тиску водневої атмосфери 7,5 МПа (47 МПа√m) (рис. 3, крива 2). Довготривала дегазація при 293 К суттєво зменшила кількість водню в зразках, однак в'язкість руйнування не відновилась до вихідного рівня (табл. 2). За аналогічних умов наводнювання сталь ЕП-700 поглинула втричі більше водню, вміст якого залишається значним після 20-річної витримки у повітрі (табл. 2). За $C_H = 15$ wppm значення коефіцієнта $K_c=56$ МПа√m близьке до значення K_{Ic} цієї сталі (49 МПа√m) (табл. 2; рис. 2). Після дегазації в'язкість руйнування сталі дещо зросла, але залишилась на 20% нижчою, ніж ненаводнених зразків (табл. 2). Таким чином, оклюдований водень суттєво погіршує тріщиностійкість досліджених сталей, а довготривала витримка у повітрі за кімнатної температури не забезпечує повної дегазації і відновлення вихідних властивостей.

Таблиця 2. Вміст водню та в'язкість руйнування сталей за кімнатної температури у повітрі після різних режимів обробки

Матеріал	Характеристика	Вихідні зразки	Режим 1	Режим 2
ЕП-517	C_H , wppm	0	5,1	1,6
	K_c , МПа√m	154	101	126
ЕП-700	C_H , wppm	0	15	6,2
	K_c , МПа√m	98	56	76

Аналогічні результати отримали, досліджуючи вплив високотемпературного газового наводнювання на характеристики міцності та пластичності литої мартенситної сталі ВНЛІ-1М (05Х13Н8М3). Встановили, що після 2,2·10⁴ h витримки у повітрі за 293 К в зразках залишається до 40% початково поглинутого водню і відносні видовження та поперечне звуження не досягають вихідних значень [26]. При цьому вплив водню максимальний не відразу після наводнювання, а через 1000...3000 h витримок. Методом електронно-мікроскопічної авторадіографії виявили, що після високотемпературного наводнювання водень розподілений рівномірно по всьому об'єму зразка, а під час старіння сегрегує на дефектах кристалічної ґратки (дислокаціях, вакансіях, межах блоків, зерен і фаз). За такого методу навіть після дегазації у вакуумі за 673... 923 К у сталях залишається 10...20% водню [27]. Очевидно, значний залишковий його вміст і суттєве окрихчування сталей ЕП-517 і ЕП-700 після довготривалої витримки у повітрі за кімнатної температури обумовлені великою кількістю міжзеренних та міжфазних меж, які є пастками для водню і перешкоджають його виділенню із металу.

Довготривала статична тріщиностійкість сталі ЕП-700. Особливістю поведінки конструкційних матеріалів у присутності водню є докритичний ріст тріщини за КІН, суттєво менших за граничні значення параметра K_{Ic} [2, 5, 17, 25–27]. Тоді оцінюють закономірності взаємодії водень–метал і прогнозують довговічність виробів у водневомісних середовищах за діаграмами статичної тріщиностійкості – залежностями швидкості росту тріщини від КІН [2, 17, 26, 27]. Для побудови кінетичної діаграми водневого розтріскування сталі ЕП-700 використали ДКБ зразки, для яких за постійної деформації вдається отримати повну залежність параметра K_I від довжини підростаючої тріщини на одному зразку. На зразки наносили бокові надрізи, оскільки без них тріщина розгалужувалася і її ріст відхилявся від площини симетрії, що обумовило некоректне визначення бі-

жучих КІН та порогового значення K_{IHST} . Заздалегідь наводнені та ненаводнені зразки з попередньо вирощеною втомленою тріщиною навантажували до значень КІН, що не перевищують значень K_{Ic} у повітрі, і встановлювали у камеру з воднем під тиском 30 МПа. Максимальний час витримки 300 h. Підростання тріщини з обох боків зразка фіксували візуально інструментальним мікроскопом та визначали швидкість росту тріщини V . КІН K_I , який відповідає кожному значенню швидкості, обраховували за відомою формулою [17].

Встановлено, що ненаводнені зразки зі сталі ЕП-700 не розтріскувались у водні під тиском 30 МПа на вказаній базі випробувань. За спільної дії заздалегідь абсорбованого водню ($C_H = 15 \text{ wppm}$) і водневої атмосфери тиском 30 МПа порогове значення $K_{IHST} = 38 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. Границі інтервалу КІН стабільного росту тріщини (40 і $67 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) (рис. 5, крива 1) досить близькі до значень критичного КІН K_{IcH} сталі ЕП-700 за максимального водневого окрихчування ($47 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) (крива 2) та K_c ($66 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) наводнених компактних зразків товщиною 12 mm у водні під тиском 30 МПа (крива 3).

Швидкість стабільного росту тріщини для сталі ЕП-700 із аустенітною граткою ($V \approx 1 \cdot 10^{-6} \text{ м/с}$) на 1–2 порядки менша, ніж для ВНЛ-1М [28], що корелює зі співвідношенням коефіцієнтів дифузії водню в аустеніті і мартенситі [5, 13] та узгоджується із відомими уявленнями про визначальну роль процесів переносу водню у вершину тріщини на цій стадії руйнування [2, 17, 29].

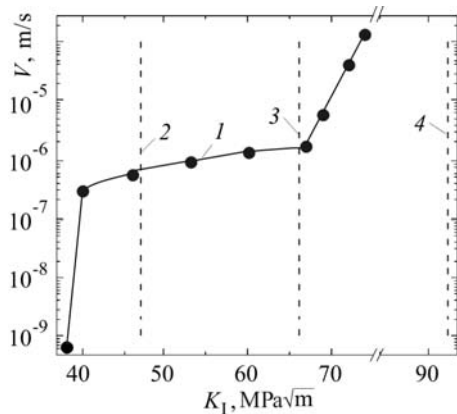


Рис. 5. Залежність швидкості росту тріщини V від КІН K_I (1), а також значення K_{IcH} (2), K_{Ic} у повітрі (4) та K_{Ic} зразків товщиною 12 mm у водні (3): 1–3 – наводнені ($C_H = 15 \text{ wppm}$) компактні зразки у водні під тиском 30 МПа; 4 – ненаводнені у повітрі.

Fig. 5. Dependence of crack growth rate, V , on SIF K_I (1), and also K_{IcH} (2), K_{Ic} values in air (4) and K_{Ic} of specimens with thickness 12 mm in hydrogen (3): 1–3 – hydrogen saturated ($C_H = 15 \text{ wppm}$) compact specimens in hydrogen of a 30 МПа; 4 – non-hydrogenated in air.

Випробування на довготривалу статичну тріщиностійкість мають низку переваг проти стандартного методу визначення K_{IcH} за короточасного розтягу. По-перше, вони простіші, так як не вимагають вимірювань навантаження і деформації у камері високого тиску. По-друге, дають можливість отримати інваріантні порогові значення K_{IHST} , вище яких відбувається ріст водневих тріщин, для матеріалів середньої міцності, а також для тонкостінних конструктивних деталей. По-третє, визначені значення K_{IHST} і швидкості докритичного росту тріщини V можна використати для розрахунку довговічності та залишкового ресурсу роботи елементів конструкцій з тріщиноподібними дефектами, що працюють за тривалої інтенсивної дії газоподібного водню.

ВИСНОВКИ

Під дією водню у 2–3 рази знижується в'язкість руйнування сталей ЕП-517 і ЕП-700, а плоска деформація реалізується на зразках зі значно меншими товщинами. Визначені гранично низькі значення коефіцієнта статичної тріщиностійкості у водні K_{IcH} , рівні 47 (сталь ЕП-517) та 49 (сталь ЕП-700) $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$, які не знижуються зі збільшенням тиску водневої атмосфери та вмісту заздалегідь аб-

сорбованого водню і однакові для зразків завтовшки 10...35 mm. Тиски (сталь ЕП-517) або концентрації (сталь ЕП-700) водню, необхідні для досягнення таких мінімальних значень, зростають зі зменшенням товщини зразків. Після витримки у повітрі за кімнатної температури впродовж $17,5 \cdot 10^4$ h вміст водню в сталях падає, значення K_c зростають, однак на 20% нижчі, ніж ненаводнених зразків. За тиску і вмісту абсорбованого водню 30 МПа і 15 wppm встановлена інваріантна характеристика сталі ЕП-700 – порогове значення K_{INST} , рівне $38 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$.

РЕЗЮМЕ. Исследовано влияние водородной атмосферы при давлениях до 30 МПа и предварительно поглощенного при 623 К водорода на кратковременную и длительную статическую трещиностойкость мартенситной ЭП-517 (15X12H2МФАВ) и аустенитной дисперсионно-твердеющей ЭП-700 (10X15H27Т3В2МР) сталей. Установлено, что под воздействием водорода в 2–3 раза снижается коэффициент интенсивности напряжений и уменьшается толщина образца, при которой реализуется плоскодеформированное состояние. Влияние водорода на значения K_c усиливается с увеличением давления водородной среды (сталь ЭП-517) и концентрации предварительно поглощенного при высоких температурах водорода, а также с уменьшением толщины образцов от 35 до 10 mm. После выдержки на воздухе при комнатной температуре в течение $17,5 \cdot 10^4$ h содержание водорода в сталях уменьшается, значения K_c возрастают, но остаются на 20% меньшими, нежели ненаводороженных образцов. При испытаниях на длительную статическую трещиностойкость на базе 300 h установлена инвариантная характеристика стали ЭП-700 – пороговое значение K_{INST} , равное 38 МПа.

SUMMARY. The effect of hydrogen atmosphere at pressures up to 30 МПа and preliminary absorbed at 623 K hydrogen on the short- and long-time static fracture toughness of the martensitic EP-517 (15X12H2MΦAB) and austenitic EP-700 (10X15H27T3B2MP) steels is investigated. It was established that under hydrogen effect the stress intensity factor K_c decreases 2–3 fold and as well as the specimen thickness at which the stress-strain state occurs. Hydrogen influence on K_c increases with the growth of hydrogen medium pressure (ЭП-517 steel) and concentration of preliminary adsorbed at high temperatures hydrogen and also with the decrease of the specimen thickness from 35 to 10 mm. After exposure to air at room temperature for $17,5 \cdot 10^4$ h the content of hydrogen in steels decreases, the K_c values increase, but remain 20% lower than K_c of the non-hydrogenated samples. In the long-term static crack growth resistance testing on the base of 300 h the invariant characteristic of EP-700 steel – the threshold K_{INST} value is 38 МПа.

1. Balitskii A. I. and Panasyuk V. V. Workability Assessment of Structural Steels of Power Plant Units in Hydrogen Environments // Проблемы прочности. – 2009. – № 1. – P. 69–75.
2. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
3. Колачев Б. А., Мальков А. В., Седов В. И. Применение линейной механики разрушения при изучении водородной хрупкости титановых сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1975. – № 6. – С. 7–12.
4. ГОСТ 25506-85. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 61 с.
5. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 217 с.
6. Ткачев В. И., Холодный В. И., Левина И. Н. Работоспособность сталей и сплавов в среде водорода. – Львов: Вертикаль, 1999. – 255 с.
7. Balitskii A. I., Ivaskovich L. M., and Mochulskiy V. M. Temperature Dependences of Age-Hardening Austenitic Steels Mechanical Properties in Gaseous Hydrogen / Ed.: M. Elboujdaini // Proc. on CD ROM of the 12th Int. Conf. on Fracture. Ottawa, Canada, July 12–17, 2009). – Ottawa: NRC, 2009. – Paper No T19.001. – 7 p.
8. Томпсон А. У., Бернштейн И. М. Роль металлургических факторов в процессах разрушения с участием водорода. Пер. с англ. // Достижения науки о коррозии и технологии защиты от нее. Коррозионное растрескивание. – М.: Металлургия, 1985. – С. 47–149.
9. Панасюк В. В., Дмитрах І. М. Міцність конструкційних металів у водневовмісних середовищах // Фізико-механічний інститут (До 60-річчя з часу заснування). – Львів: Сполум, 2011. – С. 101–120.

10. *Никифорчин Г. М., Студент О. З.* Вплив водню на циклічну тріщиностійкість конструкційних сталей // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – Львів: НАН України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка, 2010. – С. 358–371.
11. *Расчет элементов конструкций водородной энергетики на прочность / А. И. Белогуров, В. С. Радчук, М. А. Рудис и др.* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – **40**, № 6. – С. 89–94.
(*Belogurov A. I., Radchuk V. S., Rudis M. A., Sushkov A. M., and Kholodnyi V. I.* Strength analysis of structural elements of hydrogen power-generating equipment // Materials Science. – 2004. – **40**, № 6. – P. 814–821.)
12. *Фішгойт А. В., Колачев Б. А.* Випробування на міцність у водні в аерокосмічній промисловості // Там же. – 1997. – **33**, № 4. – С. 151–154.
(*Fishgoit A. V. and Kolachev B. A.* Strength tests in hydrogen in the aerospace industry // Ibid. – 1997. – **33**, № 4. – P. 568–573.)
13. *Ткачов В. І., Іваськевич Л. М., Мочульський В. М.* Температурні залежності механічних властивостей аустенітних та мартенситних сталей у водні // Там же. – 2007. – **43**, № 5. – С. 53–64.
(*Tkachov V. I., Ivas'kevych L. M., and Mochul's'kyi V. M.* Temperature dependences of the mechanical properties of austenitic and martensitic steels in hydrogen // Ibid. – 2007. – **43**, № 5. – P. 654–666.)
14. *Вплив водню на тріщиностійкість сталі 10X15H27T3B2MP / О. І. Балицький, Л. М. Іваськевич, В. М. Мочульський, О. В. Голяян* // Там же. – 2009. – **45**, № 2. – С. 102–110.
(*Balyts'kyi O. I., Ivas'kevych L. M., Mochul's'kyi V. M., and Holiyan O. M.* Influence of hydrogen on the crack resistance of 10Kh15N27T3V2MR steel // Ibid. – 2009. – **45**, № 2. – P. 258–267.)
15. *Балицький О. І., Іваськевич Л. М., Мочульський В. М.* Механічні властивості мартенситних сталей у газоподібному водні // Проблеми міцності. – 2012. – № 1. – С. 89–99.
16. *Standard Test Method for J_{IC} . A Measure of Fracture Toughness ASTM STP E 813.* – P. 732–746.
17. *Спейдель М. О., Хитт М. В.* Коррозионное растрескивание высокопрочных алюминиевых сплавов / Пер. с англ. // Достижения науки о коррозии и технологии защиты от нее. Коррозионное растрескивание. – М.: Металлургия, 1985. – С. 14–312.
18. *Ирвин Д., Парис П.* Основы теории роста трещин и разрушения // Разрушение / Под ред. Г. Либовица. – М.: Машиностроение, 1977. – **3**. – С. 17–66.
19. *LECO TCH 600 – Series (Nitrogen, Oxygen, Hydrogen Determination).* – LECO Corporation : MI, USA, 2003. – 6 p.
20. *Браун У., Сроули Дж.* Испытания высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации. – М.: Мир, 1972. – 246 с.
21. *Панько І. М.* Теоретичні основи інженерних методів для оцінки тріщиностійкості матеріалів і елементів конструкцій. – Львів: Нац. академія наук України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка, 2000. – 280 с.
22. *Андрейкив А. Е., Дарчук А. И.* Усталостное разрушение и долговечность конструкций. – К.: Наук. думка, 1992. – 184 с.
23. *Механические свойства конструкционных материалов при низких температурах* // Сб. науч. тр. – М.: Металлургия, 1983. – 432 с.
24. *Макмагон С. Д.* Разрушение технических сплавов, ускоренное воздействием окружающей среды // Тр. амер. об-ва инж.-механиков. – 1973. – **95**, серия Д, № 3. – С. 1–12.
25. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н.* Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 294 с.
26. *Охрупчивание хромоникельмолибденовой стали после высокотемпературного воздействия водорода / В. Б. Шепилов, В. И. Холодный, А. М. Рудис и др.* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1982. – № 6. – С. 28–33.
27. *Карпенко Г. В., Крипякевич Р. И.* Влияние водорода на свойства стали. – М.: Металлургиздат, 1962. – 196 с.
28. *Іваськевич Л., Мочульський В., Ленковський Т.* Вплив водню на статичну тріщиностійкість литої сталі // Пр. Десятого міжнар. симп. інж.-механіків у Львові. 25–27 травня 2011 р. – Львів: ТЗОВ Кінпатрі ЛТД, 2011. – С. 98–99.
29. *Нельсон Г. Г.* Водородное охрупчивание // Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов: Пер. с англ. / Под ред. К. Л. Брайента, С. К. Бенерджи. – М.: Металлургия, 1988. – С. 256–333.

Одержано 09.04.2012