

УДК 620.178.4: 669.14.018

ОЦІНЮВАННЯ ВПЛИВУ ВОДНЮ НА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ СКЛАДНОЛЕГОВАНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ

О. І. БАЛИЦЬКИЙ, В. М. МОЧУЛЬСЬКИЙ, Л. М. ІВАСЬКЕВИЧ

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Досліджено вплив водню за тиску до 30 МПа та вмісту до 20 wrpm на міцність, пластичність, малоциклову довговічність, короткочасну та довготривалу статичну тріщиностійкість п'яти модифікацій сплаву Ni56Cr17Mo6Nb4 (ХН56МБЮД) (ЕК-62), які відрізняються способами металургійного переплаву, хімічним складом та режимами термічної обробки. Встановлено, що в'язкість руйнування у повітрі та водні знижується зі зменшенням зерна і зростанням границі текучості та твердості НРС, що дає можливість прогнозувати зміни тріщиностійкості за вимірюваннями твердості поверхні деталей під час експлуатації у водні. Оптимальне поєднання високої міцності, пластичності, короткочасної та довготривалої статичної тріщиностійкості у повітрі та водні досягнуто у легованій бором (0,005 mass.%) та цирконієм (0,044 mass.%) модифікації. За випробувань на довготривалу статичну тріщиностійкість на базі 100 h встановлено інваріантні характеристики тріщиностійкості – порогові значення K_{Inst} рівні 15...35 МПа·m^{1/2} для різних модифікацій сплаву.

Ключові слова: *пластичність, довговічність, короткочасна і довготривала статична тріщиностійкість, водневе окрихчення, жароміцний нікелевий сплав.*

Щоб підвищити коефіцієнт корисної дії водневих газових турбін та газотурбінних двигунів, використовують нові жароміцні складнолеговані нікелеві сплави з високим опором пластичній деформації та руйнуванню в умовах впливу робочих температур й агресивних воденьвмісних середовищ [1–7]. Чутливість таких матеріалів до дії водню залежить від розміру зерна, вмісту і морфології зміцнювальних фаз, які визначаються хімічним складом, методами виплавки та режимами термічної обробки [1–8].

Тому актуальними є дослідження закономірностей впливу водню на механічні властивості жароміцного нікелевого сплаву із різними технологіями виробництва і режимами термічної обробки за короткочасного розтягу, малоциклового згину, короткочасного та довготривалого статичного навантажень.

Матеріали та методика випробувань. Досліджували п'ять модифікацій нікелевого жароміцного сплаву Ni56Cr17Mo6Nb4 (ХН56МБЮД) (ЕК-62) із різними хімічними складами (ХС) (табл. 1) та режимами термічної обробки (ТО) (табл. 2), отриманих двома промисловими методами виплавки: вакуумно-індукційною (ВІ) і дуговою у відкритих печах з подальшим вакуумно-дуговим переплавом (ВД). Модифікації відрізнялись вмістом бору, лантану, ітрію, церію, цирконію, титану, алюмінію та ніобію, які визначають кількість і морфологію виділень карбідів та інтерметалідів і властивості матеріалів у повітрі та водні [1–4, 8, 9].

Всі модифікації леговані міддю, яка підсилює воднетривкість дисперсійно твердких жароміцних нікелевих сплавів, змінюючи їх електронну густину і через неї стан поверхні та швидкість проникнення водню із газового середовища [8].

Залежно від температур гартування і режимів старіння розмір зерен змінювався від 55 до 115 μm (табл. 2, рис. 1), а вміст інтерметалідів – від 15,1 до 17,3 mass.% (табл. 2). За однакової температури гартування максимальний розмір зерна отримала модифікація № 2, в якій відсутні рідкісноземельні легувальні мікродобавки. Відомо [3, 4], що у нікелевих сплавах, які містять понад 4% Nb, формуються впорядковані γ' -фази із ГЦК кристалічною ґраткою на основі сполуки Ni_3Al та γ'' -фаза типу Ni_3Nb із ОЦТ структурою, тому в табл. 2 вказана сумарна кількість $\gamma'+\gamma''$ виділень.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних модифікацій складнолегованого нікелевого сплаву Ni56Cr17Mo6Nb4 (ХН56МБЮД) (ЕК-62)

Сплав	Вміст елементів, mass.%											
	C	Cr	Fe	Mo	Ti	Al	V	Nb	Si	S	P	Інші
ЕК-62ВІ (ХС I)	0,03	17,82	14,11	5,18	0,58	1,55	0,43	4,00	0,10	0,006	0,008	B0,005; Zr0,044; Cu0,38
ЕК-62ВІ (ХС II)	0,026	17,13	15,3	5,55	0,56	1,76	0,56	4,08	0,16	0,004	0,006	Cu0,13
ЕК-62ВІ (ХС III)	0,03	17,21	14,76	5,66	0,70	1,51	0,36	4,18	0,19	0,004	0,009	Cu0,52; Y0,072; Zr0,046
ЕК-62ВД (ХС IV)	0,04	16,74	14,17	5,24	0,5	1,37	0,41	3,99	0,12	0,003	0,006	Cu0,49; Zr0,01; Ce0,01; La0,01
ЕК-62ВІ (ХС V)	0,042	16,22	14,28	5,4	0,47	1,26	0,38	3,90	0,25	0,005	0,007	Co0,092; Cu0,52; Zr0,046

Механічні властивості за короткочасного статичного розтягу визначали на гладких п'ятикратних циліндричних зразках із діаметром робочої частини 5 mm, кількість циклів до руйнування за малоциклового навантаження чистим згином – на плоских зразках із розмірами робочої частини $3\times 6\times 20$ mm. Коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН) за статичного навантаження K_Q (K_C) розраховували відповідно до стандарту [10]. В'язкість руйнування в умовах пружно-пластичного руйнування оцінювали методом J -інтеграла, використавши залежність $K_{IC}^2(J) = J_{IC} E / (1 - \mu^2)$, де E – модуль пружності (модуль Юнга); μ – коефіцієнт Пуассона [11]. Параметри тріщиностійкості визначали на зразках із розмірами $20\times 48\times 50$ mm та попередньо наведеною втомною тріщиною довжиною 20 mm. Отримані значення K_{IC} перевіряли за критеріями $P_{\max} \leq 1,1 P_Q$ і $t, b \geq 2,5 (K_{IC} / \sigma_{0,2})^2$, де P_Q – сила, що відповідає початку докритичного підростання тріщини. Як показала практика випробувань складнолегованих нікелевих сплавів на в'язкість руйнування за плоскої деформації (ПД), часто вищевказані умови не цілком достатні, оскільки не відображають характер поширення тріщини. Тому оцінювання коректності отриманих значень K_{IC} додатково здійснювали за такою методикою [10–13]:

1. Руйнування першого зразка з втомною тріщиною із визначенням P_Q за точкою перетину діаграми розтягу та січної, тангенс якої на 5% менший тангенса нахилу пружної частини діаграми.

2. Статичне навантаження другого зразка до рівня $\leq P_Q$.

3. Розвантаження і циклічне пророщування тріщини для виявлення ділянки її підростання за статичного навантаження.

4. Повторення пунктів 2 і 3 до 3-х разів.

5. Руйнування зразка, заміри початкової довжини тріщини та розмірів її стабільного підростання.

6. За критерії достовірності отриманих значень K_{IC} приймають величину під-ростання тріщини за статичного навантаження до P_0 та відносне звуження зразка. Приріст тріщини Δl повинен бути не меншим половини протяжності пластичної зони у її вершині та становити понад 2% від вихідної довжини тріщини, розмір якої лежить у діапазоні $0,45 \leq l/w \leq 0,55$, де w – відстань від осей навантаження до торця зразка. Максимальне відносне залишкове звуження зразка в зоні руйнування $\varphi_c = t - t_c/t \cdot 100\%$ повинно не перевищувати 1,5%.

Оскільки наведені умови не виконувалися для зразків складнолегованих нікелевих сплавів товщиною 20 mm, в'язкість руйнування сплавів визначали методом J -інтеграла.

Таблиця 2. Режими термічної обробки, розміри зерен та вміст інтерметалідних фаз у модифікаціях сплаву

№ модифікації	Сплав	Режим термообробки	Розмір зерна, μm	$\gamma'+\gamma''$, mass. %
1	ЕК-62ВІ (ХС I)	Гартування 1253 К, 1 h, повітря. Старіння 1003 К, 15 h, 923 К, 10 h, повітря (ТО I).	75	17,3
2	ЕК-62ВІ (ХС II)	Гартування 1253 К, 1 h, у воду. Старіння 1003 К, 30 h, повітря (ТО II).	115	15,1
3	ЕК-62ВІ (ХС III)	Гартування 1253 К, 1 h, у воду. Старіння 1003 К, 15 h, охолодження в печі до 923 К, 923 К, 10 h, повітря (ТО III).	70	16,8
4	ЕК-62ВД (ХС IV)	Гартування 1253 К, 1 h, повітря. Старіння 1003 К, 15 h, охолодження в печі до 923 К, 923 К, 10 h, повітря (ТО IV).	90	17,1
5	ЕК-62ВІ (ХС V)	Гартування 1203 К, 1 h, повітря. Старіння 1003 К, 15 h, 923 К, 10 h, повітря (ТО V).	55	16,9

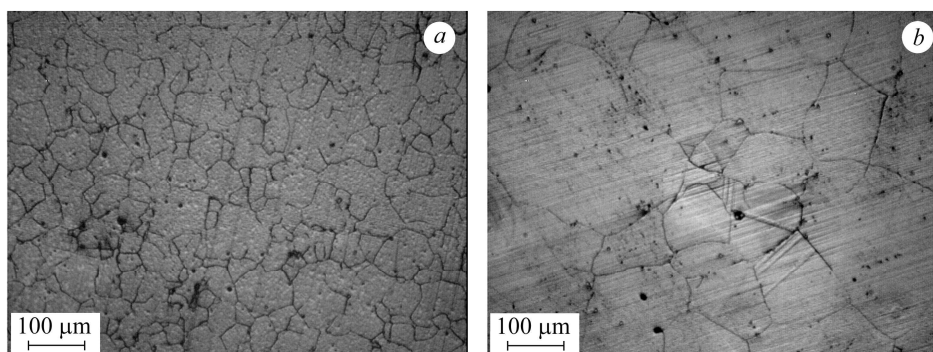


Рис. 1. Мікроструктура модифікацій сплаву ЕК-62: *a* – ХС V, ТО V; *b* – ХС II, ТО II.

Fig. 1. Microstructure of EK-62 alloy modifications: *a* – ХС V, ТО V; *b* – ХС II, ТО II.

Швидкість переміщення активного захвату за всіх випробувань на розтяг рівна 1 mm/min, частота і максимальна амплітуда малоциклової деформації 0,5 Hz і 1,6% відповідно.

Довготривалу статичну тріщиностійкість вивчали на двоконсольних балкових (ДКБ) зразках розмірами 20×40×150 mm із симетричними V-подібними боковими надрізами із кутом 60° та глибиною 1,5 mm та втомними тріщинами середньої довжини 30 mm за методикою [12, 13]. База випроб становила 100 h.

Робочі камери установок для випробувань у водні заздалегідь вакуумували, продували воднем, знову вакуумували і заповнювали воднем. Частину зразків, виготовлених із модифікації сплаву № 4 (табл. 2.), заздалегідь наводнювали впродовж 10 h у водні за температури 623 К та тисків 20 і 35 МПа. Визначений приладом LECO TCH 600 [14] вміст водню C_H у зразках становив 12 і 20 wppm, відповідно. Всі механічні характеристики визначали при 293 К.

Вплив тиску та вмісту водню на властивості сплаву. Критичні значення КІН K_{IC} на повітрі визначали методом J -інтеграла [15], оскільки пластичні характеристики сплаву в інертному середовищі високі (табл. 1) і за товщин зразків 20 mm плоско деформований стан (ПДС) не реалізується. Для різних модифікацій сплаву ЕК-62 параметр J_{IC} залежно від хімічного складу та структурного стану змінюється від 19 до 60 kJ/m^2 , а значення $K_{IC}(J)$ – від 68 до 110 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (табл. 3). В'язкість руйнування зразків товщиною 20 mm K_C і $K_{IC}(J)$ зменшується зі зростанням границі текучості $\sigma_{0,2}$, що характерно для більшості металевих конструкційних матеріалів [16, 17]. Найвищий рівень параметрів тріщиностійкості у сплаві після однократного старіння за максимального розміру зерна 115 μm і мінімального вмісту інтерметалідів 15,1 mass.% (модифікація № 2, табл. 2, 3). Однак оптимальне поєднання високої міцності, пластичності, короткочасної та довготривалої статичної тріщиностійкості у повітрі та водні досягнуто у левова-ної бором та цирконієм модифікації № 1 зі значно меншим зерном і максимальним вмістом $\gamma'+\gamma''$ -фаз.

Таблиця 3. Властивості модифікацій сплаву ЕК-62 за 293 К і швидкості розтягу 1 mm/min у повітрі (чисельник) та водні за тиску 30 МПа (знаменник)

№ модифікації	HRC	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	J_{IC} , МПа	$K_{IC}(J)$	K_C	K_{INST}
		МПа		%			МПа·m ^{1/2}		
1	37	$\frac{1245}{1100}$	$\frac{725}{725}$	$\frac{35}{7}$	$\frac{53}{18}$	–	$\frac{110}{-}$	$\frac{142}{61^*}$	30
2	36	$\frac{1180}{1090}$	$\frac{710}{710}$	$\frac{31}{11}$	$\frac{35}{16}$	–	$\frac{114}{-}$	$\frac{150}{62^*}$	35
3	42	$\frac{1380}{920}$	$\frac{890}{680}$	$\frac{26}{8}$	$\frac{39}{12}$	–	$\frac{80}{-}$	$\frac{117}{40^*}$	22
4	40	$\frac{1320}{965}$	$\frac{840}{750}$	$\frac{34}{6}$	$\frac{48}{13}$	–	$\frac{91}{-}$	$\frac{134}{52^*}$	28
5	44	$\frac{1450}{780}$	$\frac{1000}{620}$	$\frac{16}{4,5}$	$\frac{17}{6}$	–	$\frac{68}{-}$	$\frac{68}{21^*}$	15

Примітка: * – значення K_C відповідають в'язкості руйнування за плоско деформованого стану K_{IC} .

Водень суттєво погіршує пластичність, малоциклову довговічність та в'язкість руйнування і дещо менше міцнісні властивості сплаву (табл. 3, рис. 2, 3). Зі збільшенням границі короткочасної міцності σ_B у повітрі від 1180 до 1450 МПа її значення у водні змінюються від 1090 до 780 МПа, а за високих границь текучості $\sigma_{0,2}$ (840...1000 МПа) водень впливає і на цю характеристику сплаву. Таким чином, зміцнення матеріалу в результаті термічної обробки призводить до підвищення його чутливості до водневого окрихнення, внаслідок чого σ_B і $\sigma_{0,2}$ у водні знижуються.

Графіки залежностей малоциклової довговічності (N), характеристик пластичності (δ і ψ) (рис. 2) і тріщиностійкості (K_C) (рис. 3) сплаву (ХС IV) від тиску

водню складаються із двох ділянок. У першій (за низького тиску) N , δ , ψ і K_C різко падають, у другій – негативна дія водню практично стабілізується. Тобто існує тиск, за якого деградація цього матеріалу досягає своєї межі.

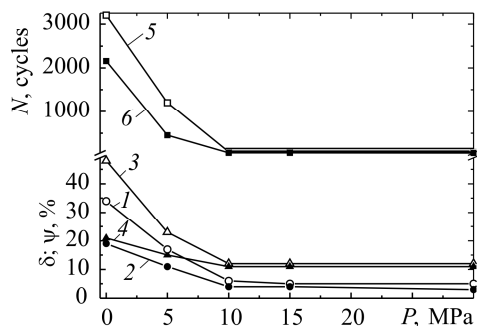


Рис. 2. Fig. 2.

Рис. 2. Залежності відносного видовження δ (1, 2), поперечного звуження ψ (3, 4) і кількості циклів N до руйнування (5, 6) від тиску водню P : 1, 3, 5 – $C_H = 0$ wppm; 2, 4, 6 – $C_H = 20$ wppm (XC IV).

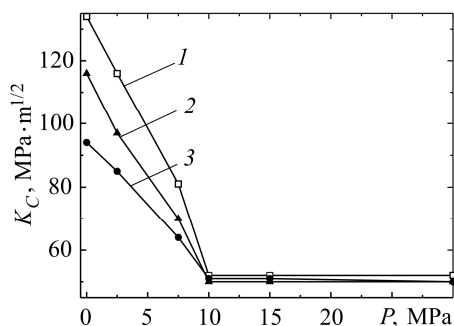


Рис. 3. Fig. 3.

Рис. 3. Вплив тиску та вмісту водню на в'язкість руйнування K_C компактних зразків з товщиною 20 мм: 1 – $C_H = 0$ wppm; 2 – $C_H = 12$ wppm; 3 – $C_H = 20$ wppm (XC IV).

Fig. 2. Dependence of relative elongation δ (1, 2), reduction in area ψ (3, 4) and number of cycles to fracture N (5, 6) on hydrogen pressure P : 1, 3, 5 – $C_H = 0$ wppm; 2, 4, 6 – $C_H = 20$ wppm (XC IV).

Fig. 3. Effect of hydrogen pressure and content on fracture toughness K_C of compact specimens with thickness 20 mm: 1 – $C_H = 0$ wppm; 2 – $C_H = 12$ wppm; 3 – $C_H = 20$ wppm (XC IV).

Додатковий ефект попередньо розчиненого водню (C_H до 20 wppm) на властивості сплаву ЕК-62 проявляється за тисків водневого середовища до 10 МПа. Параметри навантаження і режими дії водню, за яких механічні властивості сплаву за 293 К мінімальні, такі: частота та амплітуда згину за малоциклової втоми відповідно $\nu = 0,5$ Hz і $\epsilon = 1,6\%$, швидкість деформації за короточасних статичних розтягу і тріщиностійкості у водні $V_{def} = 1$ mm/min. ($6,7 \cdot 10^{-4}$ s $^{-1}$), а тиск водню понад 10 МПа. За цих умов K_C досягає критичних значень $K_{IC,H}$, тобто відповідає вимогам лінійної механіки руйнування [11, 13, 17, 18], зразки руйнуються в області макрпружності. Характер зламів зразків змінюється від змішаного до повністю крихкого міжзеренного (рис. 4). Таким чином, водень ініціює руйнування за механізмом нормального відриву по всьому фронту тріщини, викликаючи реалізацію ПДС у зразку.

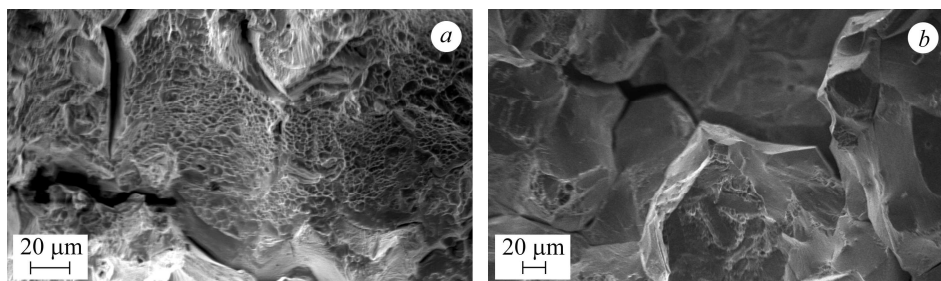


Рис. 4. Мікрозлами компактних зразків за статичного навантаження у повітрі (a) та водні за тиску 30 МПа (b) при 293 К.

Fig. 4. Microfracture of compact specimens after static tension in air (a) and hydrogen under the pressure of 30 МПа (b) at 293 К.

Кінетичні діаграми водневого розтріскування, побудовані за методикою [15] показані на рис. 5а. Встановлено, що зі зростанням тиску водню від 5 до 10 МПа порогові значення КІН $K_{I\text{HST}}$ зменшуються від 42 до 27 МПа·м^{1/2} і практично не змінюються з подальшим його збільшенням до 30 МПа·м^{1/2} (рис. 5b). Мінімальні значення $K_{I\text{HST}}$, визначені на ДКБ зразках, суттєво менші за $K_{I\text{CH}}$ компактних зразків за однакових товщин (табл. 3, рис. 3, 5b). Тобто за силової схеми навантаження зі сталюю швидкістю отримуємо вищі значення в'язкості руйнування, ніж за сталої деформації. Отже, в умовах водневого окрихчення безпеку конструкції правильно характеризувати не КІН зародження тріщини $K_{I\text{CH}}$, а КІН її зупинки $K_{I\text{HST}}$. Як і для параметрів статичної тріщиностійкості, виявлена обернена залежність між пороговими значеннями $K_{I\text{HST}}$ та границею текучості модифікацій сплаву (табл. 3).

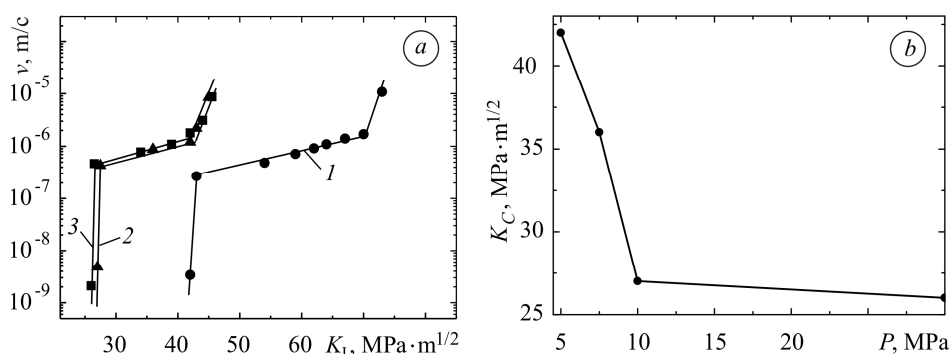


Рис. 5. Кінетичні діаграми водневого розтріскування ДКБ зразків із товщиною 20 mm (модифікація № 4) за тисків водню 5 (1), 10 (2), 30 (3) МПа (а) та залежність порогового значення КІН від тиску водню (b).

Fig. 5. Kinetic diagrams of hydrogen cracking of DCB specimens of thickness 20 mm (modification № 4) under hydrogen pressure 5 (1), 10 (2) and 30 (3) MPa (a) and dependence of the threshold SIF on hydrogen pressure (b).

Залежності в'язкості руйнування сплаву від розміру зерна та твердості.

Встановлено пропорційну залежність параметра $K_{I\text{C}}(J)$ у повітрі та $K_{I\text{CH}}$ у водні і порогових значень КІН за довготривалого навантаження у водні $K_{I\text{HST}}$ від розміру зерна модифікацій сплаву (рис. 6). Винятком є додатково легована бором модифікація № 1 (ХС I, ТО I) (див. табл. 1) із діаметром зерна 75 μm , для якої характерне суттєве збільшення вказаних характеристик (стрілки на рис. 6). Навіть за найбільшого вмісту сірки, яка окричує нікель [19–21], введення 0,005 mass.% бору забезпечує кращі характеристики пластичності та статичної тріщиностійкості (табл. 1–3). Як відомо, бор сегрегується на межах зерен та зміцнює їх, збільшує опір деформації зсуву, сповільнює дифузійні процеси в приграничних областях і цим сприяє сповільненню повзучості і збільшенню довговічності [19–21].

Найвищу міцність, найнижчу пластичність і тріщиностійкість у повітрі та водні отримали за мінімального розміру зерна після гартування від 1203 К (табл. 2, 3). Тоді вплив водню максимальний і проявляється навіть у суттєвому зниженні границь міцності (у 1,8 рази) та пластичності (у 1,6 рази), що не характерно для аустенітних сталей та сплавів [22–31].

Здебільшого в'язкість руйнування конструкційних матеріалів із карбідним та інтерметалідним зміцненням зменшується зі зростанням твердості [7, 11, 13, 16–18, 29–34]. Аналогічні результати отримані на зразках зі сплаву ЕК-62 (рис. 7), причому це характерно як для значень $K_{I\text{C}}(J)$, отриманих методом J -інтеграла у

повітрі (крива 1), так і для значень K_{IC} , отриманих на компактних зразках товщиною 20 mm у повітрі (крива 2) та водні під тиском 30 МПа (крива 3). Зі збільшенням твердості експериментальні значення K_C і експериментально-розрахункові $K_{IC}(J)$ зближуються і за твердості матеріалу HRC 44 (модифікація № 5) плоско деформований стан реалізується на зразках товщиною 20 mm. Таким чином, під час термічних обробок та експлуатації потрібно не допускати перевищення твердості сплаву рівня HRC 40.

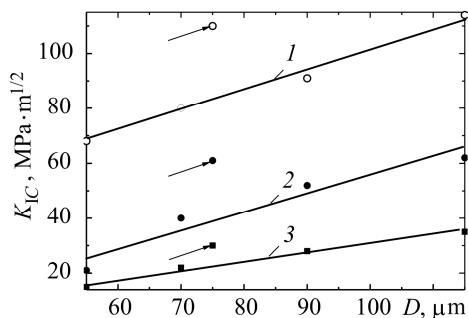


Рис. 6. Fig. 6.

Рис. 6. Залежності в'язкості руйнування K_{IC} у повітрі (1) і водні (2) та порогових значень КІН K_{IHST} у водні під тиском 30 МПа (3) від розміру зерна.

Fig. 6. Dependence of fracture toughness K_{IC} in air (1) and hydrogen (2) and threshold SIF K_{IHST} in hydrogen under the pressure of 30 MPa (3) on the grain size.

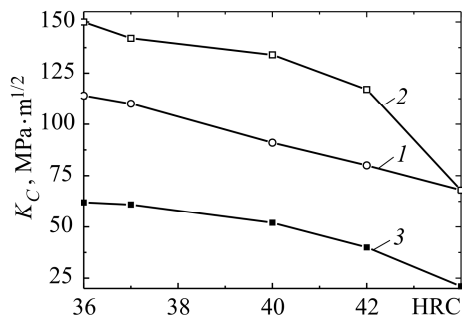


Рис. 7. Fig. 7.

Рис. 7. Залежності в'язкості руйнування K_C від твердості HRC: 1 – K_{IC} , отримане методом J -інтеграла у повітрі; 2, 3 – K_C , отримане на компактних зразках товщиною 20 mm у повітрі та водні під тиском 30 МПа.

Fig. 7. Dependence of fracture toughness K_C on HRC hardness: 1 – K_{IC} , obtained by J -integral method in air; 2 and 3 – K_C , obtained on 20 mm thick compact specimens in air and hydrogen under the pressure of 30 MPa.

ВИСНОВКИ

В'язкість руйнування сплаву Ni56Cr17Mo6Nb4 (ХН56МБЮД, ЕК-62) за плоско напруженого та плоско деформованого стану у повітрі та водні знижується зі зменшенням зерна і зростанням границі текучості та твердості HRC, що дає змогу прогнозувати зміни тріщиностійкості за вимірюваннями твердості поверхні деталей під час експлуатації у водні. Оптимальне поєднання високої міцності, пластичності, короткочасної та довготривалої статичної тріщиностійкості у повітрі та водні досягнуто у легованій бором (0,005 mass.%) та цирконієм (0,044 mass.%) модифікації. За випробувань на довготривалу статичну тріщиностійкість на базі 100 h встановлено інваріантні характеристики тріщиностійкості – порогові значення K_{IHST} рівні 15...35 МПа·m^{1/2} для різних модифікацій сплаву.

РЕЗЮМЕ. Исследовано влияние водорода при давлении до 30 МПа и содержания до 20 wppm на прочность, пластичность, малоцикловую долговечность, кратковременную и длительную статическую трещиностойкость пяти модификаций сплава ЭК-62 (ХН56МБЮД), которые отличаются способами металлургического переплава, химическим составом и режимами термической обработки. Вязкость разрушения в воздухе и водороде снижается с уменьшением зерна и ростом предела текучести и твердости HRC, что позволяет прогнозировать изменения трещиностойкости по измерениям твердости поверхности деталей в процессе эксплуатации в водороде. Оптимальное сочетание высокой прочности, пластичности, кратковременной и длительной статической трещиностойкости в воздухе и водороде достигнуто в легированной бором (0,005 mass.%) и цирконием (0,044 mass.%) модификации. При испытаниях на длительную статическую трещиностойкость на базе 100 h

установлено инвариантные характеристики трещиностойкости – пороговые значения $K_{\text{ИСТ}}$, равные 15...35 МПа·м^{1/2} для различных модификаций сплава.

SUMMARY. The influence of hydrogen under pressure up to 30 MPa and content up to 20 wppm on strength, plasticity, low-cycle fatigue, short-term and long-term crack growth resistance of five modification of Ni56Mo6Nb4 (XH56МБЮД) (ЕК-62) nickel alloy, prepared by different metallurgical technologies and with different chemical composition and heat treatment regimes was investigated. The fracture toughness in air and in gaseous hydrogen decreased with decrease of the grain sizes and increase of the yield strength, HRC hardness, allowing prediction of the change of the fracture toughness in operation in hydrogen by surface hardness change of the parts in service in hydrogen. Optimal correlation of high strength, plasticity, short-and long-term fracture toughness in air and in gaseous hydrogen was obtained in the modification alloyed with B (0.005 mass.%) and Zr (0.044 mass.%). During long-term crack growth resistance testing on the base of 100 h the invariant characteristics of static crack growth resistance – $K_{\text{ИСТ}}$, which was equal to 15...35 МПа·м^{1/2} was established for various alloy modifications.

1. *Ed Bancalari, Pedy Chan, and Ihor S. Diakunchak.* Advances Hydrogen Turbine Development // Proc. of 24th Annual Int. Pittsburgh Coal Conf. – University of Pittsburgh, 2007. – P. 1–16.
2. *Hugh R. G.* Embrittlement of Nickel-, Cobalt-, and Iron-base Superalloys by Exposure to Hydrogen // National Aeronautics and Space Administration. – Washington, D. C.: NASA Technical Note, TN D-7805, 1975. – P. 1–44.
3. *Химушин Ф. Ф.* Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1978. – 860 с.
4. *Симс Ч., Хагел В.* Жаропрочные сплавы. – М.: Металлургия, 2004. – 576 с.
5. *Мелехов Р. А., Похмурский В. І.* Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. Властивості, деградація. – К.: Наук. думка, 2003. – 384 с.
6. *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.
7. *Панасюк В. В., Дмитрах І. М.* Міцність конструкційних металів у водневовмісних середовищах // Фіз.-мех. ін-т (До 60-річчя з часу заснування). – Львів: Сполом, 2011. – С. 101–120.
8. *Сопротивление водородному охрупчиванию никелевых сплавов различного легирования / Н. А. Сорокина, Т. К. Сергеева, Ю. И. Русинович, И. А. Расторгуева, В. И. Гольцова, Л. Г. Шумилов // Физ.-хим. механика материалов. – 1985. – 21, № 1. – С. 27–31. (Sorokina N. A., Sergeeva T. K., Rusinovich Yu. A., Rastorgueva I. A., Goltsova V. I., and Shumilov L. A. Hydrogen embrittlement resistance of nickel alloys with different alloy contents // Materials Science. – 1985. – 21, № 1. – P. 25–30.)*
9. *Amoyal Y. and Seidman D.* The role of hafnium in the formation of misoriented defects in Ni-based superalloys: An atom-probe tomographic study // Acta Materialia – 2011. – 59. – P. 3321–3333
10. *ГОСТ 25506-85.* Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 61 с.
11. *Браун У., Сроули Дж.* Испытания высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации. – М.: Мир, 1972. – 246 с.
12. *Standard Test Method for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness ASTM STP E 813.* – P. 732–746.
13. *Спейдель М. О., Хитт М. В.* Коррозионное растрескивание высокопрочных алюминиевых сплавов // Достижения науки о коррозии и технологии защиты от нее. Коррозионное растрескивание. – М.: Металлургия, 1985. – С. 149–312.
14. *LECO TCH 600 – Series (Nitrogen, Oxygen, Hydrogen Determination).* – LECO Corporation: MI, USA, 2003. – 6 p.
15. *Іваськевич Л. М., Балицький О. І., Мочульський В. М.* Вплив водню на статичну тріщиностійкість жароміцних сталей // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – 48, № 3. – С. 78–86.
(*Ivaskevich L. M., Balitskii A. I., and Mochulskyi V. M.* Influence of hydrogen on the static crack resistance of refractory steels // Materials Science. – 2012. – 48, № 3. – P. 345–354.)

16. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
17. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
18. Колачев Б. А., Мальков А. В., Седов В. И. Применение линейной механики разрушения при изучении водородной хрупкости титановых сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1975. – **11**, № 6. – С. 7–12.
(Kolachev B. A, Malkov A. V., and Sedov V. I. Use of linear mechanics of fracture in studying hydrogen embrittlement of titanium alloys // Materials Science. – 1975. – **11**, № 6. – P. 624–628.)
19. Grain growth and dislocation density evolution in a nanocrystalline Ni–Fe alloy induced by high-pressure torsion / S. Ni, Y. B. Wang, X. Z. Liao, S. N. Alhajeri, H. Q. Li, Y. H. Zhao, E. J. Lavermia, S. P. Ronger, T. G. Langdon, and Y. T. Zhu // Scripta Materialia. – 2011. – **64**. – P. 327–330.
20. Брайент К. Л., Бенерджи С. К. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 552 с.
21. Масленков С. Б., Масленкова Е. А. Стали и сплавы для высоких температур / Справ. Узд. В 2-х кн. Кн. 1. – М.: Металлургия, 1991. – 823 с.
22. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 217 с.
23. Ткачев В. И., Холодный В. И., Левина И. Н. Работоспособность сталей и сплавов в среде водорода. – Львов: Изд-во “Вертикаль”, 1999. – 255 с.
24. Balitskii A. I., Ivaskevich 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 Fract. – Ottawa: NRC, 2009. – Paper No T19.001. – 7 p.
25. Томпсон А. У., Бернштейн И. М. Роль металлургических факторов в процессах разрушения с участием водорода // Достижения науки о коррозии и технологии защиты от нее. Коррозионное растрескивание. – М.: Металлургия, 1985. – С. 47–149.
26. Вплив водню на тріщиностійкість сталі 10X15H27T3B2MP / О. І. Балицький, Л. М. Іваськевич, В. М. Мочульський, О. В. Голян // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – **45**, № 2. – С.102–110.
(Balitskii A. I., Ivaskevich L. M., Mochulskiy V. M., and Holiyan O. M. Influence of hydrogen on the crack resistance of 10Kh15N27T3V2MR steel // Materials Science. – 2009. – **45**, № 2. – P. 258–267.)
27. 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.
28. Doyle T. S., Dehouche Z., and Stankovic S. Decentralized power and heat derived from an eco-innovative integrated gasification fuel cell combined cycle fuelled by waste // Int. J. Hydrogen Energy. – 2015. – **40**. – P. 9013–9025.
29. Locq D. and Caron P. On Some Advanced Nickel-Based Superalloys for Disk Applications // High Temperature Materials. – 2011. – **3**. – P. 1–9.
30. Лоберг Б. С., Овсепян С. В., Бабурина Е. В. Расчет жаропрочности сложнолегированных никелевых сплавов с помощью уравнений системы неполяризованных ионных радиусов (СНИР) // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1995. – № 6. – С. 9–11.
31. Hydrogen-Assisted Crack Propagation in Austenitic Stainless Steel Fusion Welds / B. P. Somerday, M. Dadfarnia, K. A. Nibur, C. H. Cadden, and P. Sofronis // Metallurgical and materials transactions A. – 2009. – **40a**. – P. 2350–2362.
32. Michler T. and Naumann J. Hydrogen embrittlement of Cr–Mn–N-austenitic stainless steels // Int. J. Hydrogen Energy. – 2010. – **35**. – P. 1485–1492.
33. Michler T., Naumann J., and Balogh M. P. Hydrogen environment embrittlement of solution treated Fe–Cr–Ni superalloys // Mat. Sci. & Eng. A 607. – 2014. – P. 71–80.
34. Mechanism of hydrogen embrittlement in a gamma-prime phase strengthened Fe–Ni based austenitic alloy / Z. Guo, M. Zhao, C. Li, S. Chen, and L. Rong // Mat. Sci. and Eng. A 555. – 2012. – P. 77–84.

Одержано 24.06.2015