

УДК 620.178.4: 669.14.018

## КОРОЗИЙНА ТА ВОДНЕВА ТРИВКІСТЬ ЖАРОМІЦНИХ ЛОПАТКОВИХ НІКЕЛЬКОБАЛЬТОВИХ СПЛАВІВ

О. І. БАЛИЦЬКИЙ<sup>1</sup>, Ю. Г. КВАСНИЦЬКА<sup>2</sup>, Л. М. ІВАСЬКЕВИЧ<sup>1</sup>,  
Г. П. МЯЛЬНИЦА<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

<sup>2</sup> Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ;

<sup>3</sup> ДП Науково-виробничий комплекс газотурбобудування “Зоря”–“Машпроект”

Вивчено вплив золи газотурбінного палива та газоподібного водню на втрату маси за довготривалої корозії та механічні властивості жароміцних литих лопаткових матеріалів. Встановлено, що корозійна тривкість досліджених сплавів корелює із вмістом хрому і найвища для сплаву СМ-104-ВІ, особливо за довготривалих високотемпературних випробувань. Монокристалічний сплав СМ-90-ВІ найменш чутливий до дії водню за короткочасного розтягу в інтервалі температур 20...900°C і тиску 30 МПа.

**Ключові слова:** жароміцний нікелькобальтовий сплав, питома втрата маси, корозія, водневе окрихчення.

Лопатки сучасних газових турбін та двигунів виготовляють із ливарних жароміцних нікелевих та нікелькобальтових сплавів, в які для забезпечення високих жароміцності, жаро- та корозійної тривкості вводять хром, тугоплавкі та фазотвірні метали [1–16]. Водночас через велику кількість легувальних елементів, складні довготривалі навантаження і наявність у паливі корозійно-активних і воденьвмісних речовин актуально вивчити високотемпературну структурну стабільність таких матеріалів, а також їх корозійну та водневу тривкість [2–4, 9, 12–16].

Нижче досліджено вплив водню та золи газотурбінного палива на механічні та корозійні характеристики литих лопаткових сплавів марок Ni57Cr16Co11W6Ti4Al4Mo2Hf (СМ-88У-ВІ), Ni57Cr16Co12W6Ti4Al3Mo2Hf (СМ-90-ВІ) і Ni59Cr21Co10W4Ti3Al3MoLa (СМ-104-ВІ) в умовах довготривалої високотемпературної експлуатації.

**Матеріали та методика випробувань.** Вивчали рафіновані вакуумно-індукційним переплавом нікелькобальтові жароміцні сплави СМ-88У-ВІ (ХН57КВІЮТМБРЛ), СМ-90-ВІ (ХН57КВІЮТМБЛ) та СМ-104-ВІ (ХН58КТВІЮМБЛ), які відрізняються вмістом хрому, тугоплавких (молібден, вольфрам) та інтерметалідоутворювальних (алюмінію та титану) елементів (табл. 1), а отже, жароміцністю, жаро- і корозійною тривкістю [4–8]. Методом фізико-хімічного фазового аналізу ( $\gamma$ -фазу виділяли у водному електроліті зі сульфатом амонію, а карбіди, бориди і інтерметаліди – в електроліті на основі метанолу) у сплаві СМ-104-ВІ виявили 36...37 mass%  $\gamma$ -фази, а у двох інших – приблизно 40...42 mass%.

Окрім того, під час термічної обробки (табл. 2) у досліджених сплавах утворюються карбіди (головно МС та  $M_{23}C_6$ ) і бориди хрому, молібдену та вольфраму. Їх високої корозійної тривкості досягають легуванням хромом (15,5; 15,6 і 21,2 mass%) та оптимальним співвідношенням кількості титану та алюмінію  $Ti/Al \geq 0,7$  [4–8, 10, 11, 13, 15, 16]. Всі сплави містять рідкісноземельні метали,

які поліпшують структуру меж зерен, уповільнюють зернограничне ковзання і нейтралізують дію шкідливих домішок [4–8].

Мікроструктуру їх поверхневих шарів до і після випробувань вивчали на оптичному мікроскопі Neofot-3M. Виявили, що сплав СМ-88У-ВІ має чітку дендритну будову із розмитими межами дендритних ділянок (рис. 1а, с). У ньому присутня велика кількість боридних фаз, розташованих здебільшого у міждендритних зонах. Мікроструктура сплаву СМ-90-ВІ після термічної обробки теж дендритна з дрібнішою  $\gamma$ -фазою у дендритних зонах і крупною у міждендритних. У міждендритних ділянках виявили також евтектику ( $\gamma+\gamma'$ )-фази (рис. 1б, d). Дендритна структура сплаву СМ-104-ВІ розмитіша, що пов'язано як з меншою кількістю  $\gamma$ -фази через зниження вмісту алюмінію і титану (табл. 1), так і з виділенням карбіду хрому під час охолодження від температури гомогенізації і фіксацією меж зерна, тобто з однорідним виділенням  $\gamma$ -фази у межах зерна.

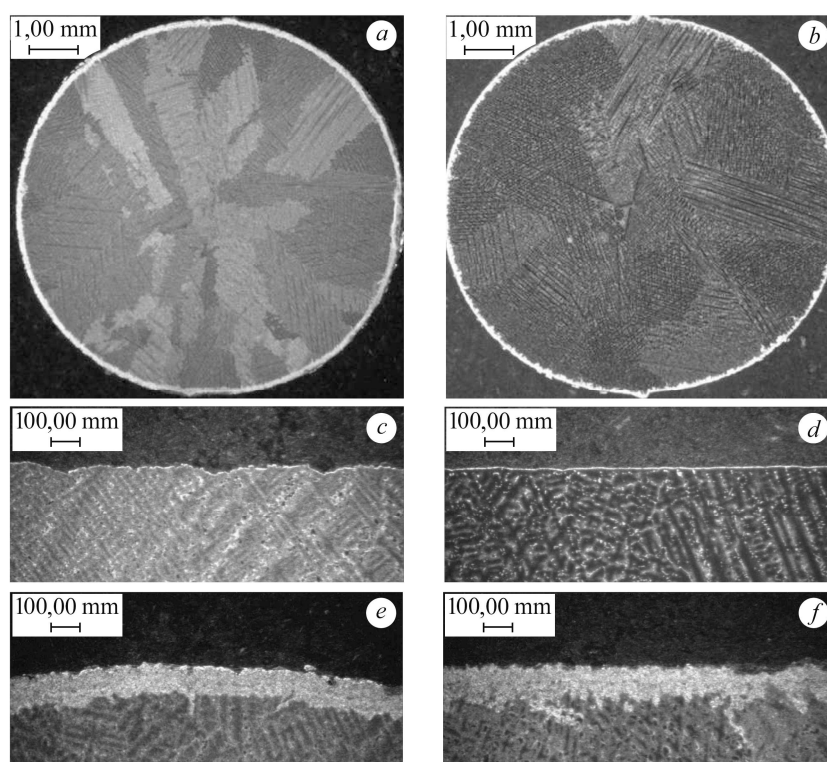


Рис. 1. Макро- (а, б) і мікроструктура (с, d) та корозійні пошкоди після витримки у розплаві солей за 900°C упродовж 30 h (e, f) сплавів СМ-88У-ВІ (а, с, e) і СМ-90-ВІ (b, d, f).

Fig. 1. Macro- (a, b) and microstructure (c, d) and corrosion damage after exposure to salt melt at 900°C for 30 h (e, f) of СМ-88U-VI (a, c, e) and СМ-90-VI (b, d, f) alloys.

Циліндричні зразки зі сплавів діаметром 9 mm на високотемпературну корозію випробовували в тиглях у суміші солей 25% NaCl і 75% Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> при 900°C. На всіх зразках виявили суцільний прокородований поверхневий шар та пошкоди міжзеренних меж, глибина яких вже після витримки 30 h становить 0,15...0,25 mm (рис. 1e, f). Механічні властивості за короткочасного статичного розтягу визначали на гладких п'ятикратних циліндричних зразках із діаметром робочої частини 5 mm за швидкості 1 mm/min.

**Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сплавів**

Сплав	Вміст елементів, mass%											
	C	Cr	Co	Mo	Ti	Al	W	Nb	Hf	Y	B	Zr
СМ-88У-ВІ	0,07	15,6	11,0	2,0	4,2	3,8	5,9	0,2	0,30	0,30	0,07	0,05
СМ-90-ВІ	0,08	15,5	11,3	2,3	4,2	2,9	5,7	0,2	0,40	0,30	0,01	0,03
СМ-104-ВІ	0,10	21,2	10,4	0,7	3,2	2,9	3,6	0,3	La-0,02	0,30	0,015	0,03

**Таблиця 2. Режими термічної обробки сплавів**

Сплав	Режим
СМ-88У-ВІ, СМ-90-ВІ	Витримка 3 h при 1160°C, охолодження у повітрі, витримка 4 h при 1060°C, охолодження у повітрі, старіння при 850°C, 16 h, охолодження у повітрі
СМ-104-ВІ	Витримка 3 h при 1160°C, охолодження у повітрі, витримка 4 h при 1060°C, охолодження у повітрі, витримка 2 h при 1000°C, старіння при 850°C, 16 h, охолодження у повітрі

Часові залежності корозійних характеристик сплавів вивчали на циліндричних зразках діаметром 9 mm і довжиною 35 mm. Щоб відтворити високотемпературну корозію матеріалу турбінних лопаток в умовах експлуатації на рідкому паливі [9], на поверхні зразків заздалегідь наносили обмазку з густиною 15...20 mg/cm<sup>2</sup> зі синтетичної золи такого складу (mass%): 66,2 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>; 1,8 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>; 20,4 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 8,3 NiO; 3,3 CaO, яку виготовляли у вигляді суспензії на етиловому спирту.

Далі зразки поміщали у фарфорові тиглі масивної металевої камери, розташованої в електричній печі. Впродовж випробувань через внутрішній об'єм камери безперервно продували повітря з витратою 20 l/h. Температуру в камерах (700...900°C) регулювали з похибкою до ±5°C. Тривалість витримок зразків кожного сплаву в корозивному середовищі 100; 200; 500 і 1000 h (в окремих випадках – до 10000 h). Температурні залежності корозії сплавів визначали в діапазоні 550...950°C з інтервалом 50°C. Корозійні випробування за кожної температури тривали 500 h.

Після чергової витримки піч охолоджували і зразки витягували. Їх поверхню очищали від шару продуктів корозії у спеціальній установці, занурюючи у розплавлений натрій, через який борбатували аміак [9, 10]. Масу зразків визначали на аналітичних вагах з похибкою до 0,0001 g. Як характеристику корозії використовували питому втрату маси [9, 14–16], яку розраховували за формулою

$$q = \frac{m_0 - m}{S},$$

де  $m_0$  і  $m$  – маса зразка до випробування і після видалення продуктів корозії;  $S$  – початкова площа його поверхні. За результатами розрахунку питомої втрати маси зразків після кожної витримки будували залежності  $\lg q - \lg t$  (де  $t$  – тривалість витримки, h) і  $\lg q - 1/T$  (де  $T$  – температура, K).

За випробувань у водні робочі камери установок заздалегідь вакуумували, продували воднем, знову вакуумували і заповнювали воднем до тиску 30 МПа. Ступінь впливу водню оцінювали за співвідношенням значень характеристик пластичності зразків, зруйнованих у водні та нейтральному середовищі, наприклад,  $\beta_\delta = \delta_H / \delta_{He}$ .

**Часові та температурні залежності корозії сплавів.** У логарифмічних координатах питома втрата маси сплавів у золі газотурбінного палива прямо пропорційна тривалості витримки у корозивному середовищі (рис. 2), що добре узгоджується з відомими закономірностями високотемпературної корозії жароміцних нікелевих сплавів [9, 14–16].

Розташування ліній в області вищих значень  $q$  вказує на суттєво більшу швидкість корозії при 900°C, ніж за 700°C (рис. 2), а отже, на необхідність нанесення поверхневих захисних покриттів на лопатки турбін, які експлуатують за високих температур. Різниця у корозійній тривкості сплавів порівняно несуттєва при 700°C і велика при 900°C (криві 1–3). У всьому часовому діапазоні питома втрата маси зменшується у порядку СМ-88У-ВІ > СМ-90-ВІ > СМ-104-ВІ (криві 1'–3'). За обох температур різний нахил кривих (криві 1–3, 1'–3'), які описують інтенсивність корозії, свідчить про те, що корозійна тривкість сплаву СМ-104-ВІ проти СМ-90-ВІ і СМ-88У-ВІ тим більша, що триваліша корозія.

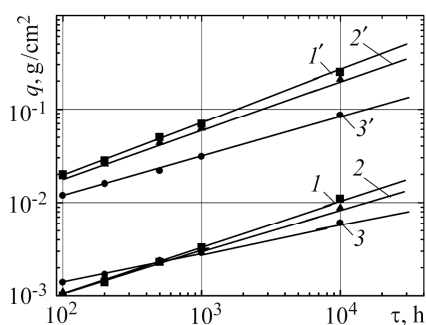


Рис. 2. Fig. 2.

Рис. 2. Кінетика корозії сплавів СМ-88У-ВІ (1, 1'), СМ-90-ВІ (2, 2') і СМ-104-ВІ (3, 3') за температур 700 (1–3) та 900°C (1'–3') у золі газотурбінного палива.

Fig. 2. The kinetics of corrosion of SM-88U-VI (1, 1'), SM-90-VI (2, 2') and SM-104-VI (3, 3') alloys at temperatures 700 (1–3) and 900°C (1'–3') in gas turbine fuel ash.

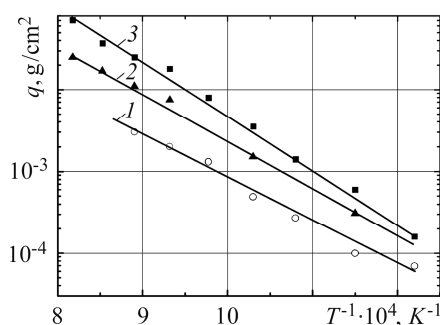


Рис. 3. Fig. 3.

Рис. 3. Вплив температури на питому втрату маси сплавів СМ-90-ВІ (1, 3) і СМ-104-ВІ (2) у повітрі (1) та золі газотурбінного палива (2, 3).

Fig. 3. Influence of temperature on specific mass loss of SM-90-VI (1, 3) and SM-104-VI (2) alloys in air (1) and of gas turbine fuel ash (2, 3).

На температурних залежностях питомої втрати маси сплавів СМ-90-ВІ та СМ-104-ВІ не виявили перелому, який свідчить про перехід за підвищених температур до катастрофічної високотемпературної корозії [9, 11, 12, 14–16]. Це є особливістю сплавів, стійких до такого типу корозійних пошкод. З цим пов'язана і порівняно невелика різниця у швидкостях корозії сплаву СМ-90-ВІ у золі та повітрі (рис. 3, криві 1 і 3).

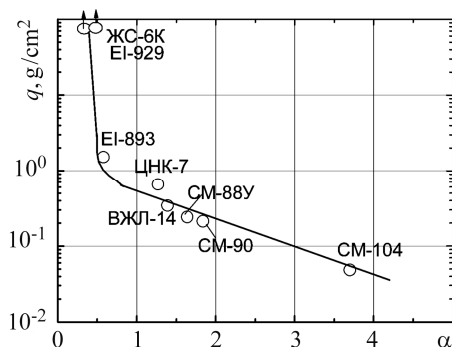
Співвідношення корозійної тривкості досліджених та інших нікелевих сплавів, що використовують для виготовлення лопаток газових турбін, описує залежність питомої втрати маси від критерію легування  $\alpha = \frac{\text{Cr}^{1/2} \cdot \text{Ti} \cdot 10^2}{\text{AlNi}(\text{Mo} + 0,7\text{W})}$ , за яким

оцінюють роботоздатність таких матеріалів [5, 12, 13]. Літературні [12–16] та отримані результати розрахунку цього критерію і експериментального визначення питомої втрати маси на базі 10 000 h при 900°C порівняно на рис. 4. Досліджені сплави найбільш корозійнотривкі і володіють найвищими значеннями критерію легування. Залежність питомої втрати маси від параметра  $\alpha$  підтверджує взаємо-

зв'язок корозійної тривкості сплавів та вмісту легувальних елементів, у першу чергу хрому (табл. 1; рис. 4).

Рис. 4. Залежність питомої втрати маси промислових [12–16] та досліджених нікелевих сплавів у золі газотурбінного палива за  $10^4$  h і  $900^\circ\text{C}$  від критерію їх легування  $\alpha$ .

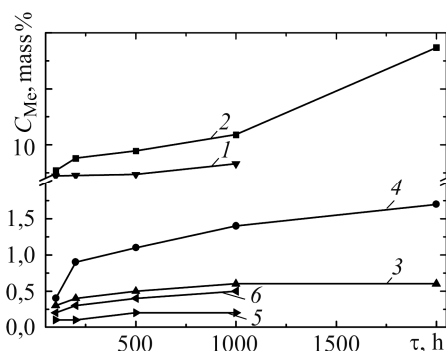
Fig. 4. Dependence of specific loss of mass of industrial [12–16] and investigated nickel alloys in gas turbine fuel ash for  $10^4$  h at  $900^\circ\text{C}$  on the magnitude of the criteria for their alloying  $\alpha$ .



Додаткові результати про характер корозії отримали хімічним аналізом прокородованого поверхневого шару. Продукти корозії виділяли із поверхні зразків після випробувань за  $700$  і  $900^\circ\text{C}$  упродовж  $100\dots 2000$  h. Через їх невелику кількість аналізували на вміст нікелю, хрому та алюмінію. Встановили, що кількість всіх елементів у продуктах корозії зростає з її розвитком, тобто зі збільшенням температури та тривалості випробувань, причому вплив температури суттєвіший, ніж часу (рис. 5).

Рис. 5. Залежності вмісту нікелю (1, 2), хрому (3, 4) та алюмінію (5, 6) у продуктах корозії сплаву CM-88У-VI від її тривалості  $\tau$  за  $700$  (1–3) і  $900^\circ\text{C}$  (4–6).

Fig. 5. Dependences of the Ni (1, 2), Cr (3, 4) and Al (5, 6) in products of corrosion of CM-88U-VI alloy content on the duration of corrosion process  $\tau$  at  $700$  (1–3) and  $900^\circ\text{C}$  (4–6).



Вміст нікелю у корозійних продуктах суттєво вищий, ніж хрому та алюмінію. Отже, основними складниками прокородованого шару є зеленуватий оксид NiO та жовтувато-бронзовий сульфід нікелю  $\text{Ni}_3\text{S}_2$  [9, 12, 14–16], концентрація нікелю в яких становить відповідно  $77,7$  і  $72,4$  mass%.

**Вплив водню на міцність та пластичність сплавів.** Ступінь водневого окрихчення досліджуваних сплавів порівнювали з воднетривкістю жароміцного ливарного сплаву ВЖЛ-14 (ХН62МТЮЛ), який використовують для виливання деталей лопаток та інших фасонних деталей газових турбін [17–19] і який найближчий до випробовуваних за корозійною тривкістю (рис. 4). Дві модифікації сплаву ВЖЛ-14 відрізнялись режимами термічної обробки: гартування від  $1150^\circ\text{C}$  після витримки  $4$  h у повітрі, витримка при  $1120^\circ\text{C}$ ,  $2$  h, охолодження у повітрі, старіння при  $650^\circ\text{C}$ ,  $10$  h (ТО I); гартування від  $1150^\circ\text{C}$ ,  $4$  h, охолодження у печі до  $400\dots 550^\circ\text{C}$ , нагрів до  $1073^\circ\text{C}$ , витримка  $1$  h, нагрів до  $1150^\circ\text{C}$ , витримка  $4$  h у повітрі, старіння  $700^\circ\text{C}$ ,  $15$  h у вакуумі  $0,65$  МПа (ТО II).

Водневе окрихчення проявляється у незначному погіршенні міцнісних властивостей сплавів, суттєвому – пластичності (табл. 3; рис. 6) і збільшенні кількості гладких відкольних площадок та мікротріщин у зламах зразків, особливо на їх приповерхневій ділянці (рис. 7).

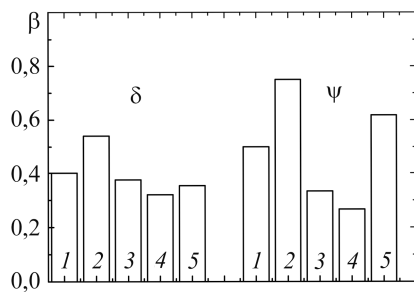


Рис. 6. Порівняльна оцінка чутливості сплавів CM-88У-ВІ (1), CM-90-ВІ (2), CM-104-ВІ (3) та ВЖЛ-14 (ТО I – 4, ТО II – 5) до дії водню за тиску 30 МПа і кімнатної температури.

Fig. 6. The comparative estimation of the sensitivity of the CM-88U-VI (1), CM-90-VI (2), CM-104-VI (3) and VZL-14 (TO I – 4, TO II – 5) alloys to the action of hydrogen at a pressure of 30 MPa and room temperature.

Таблиця 3. Механічні властивості досліджуваних сплавів у повітрі та водні за тиску 30 МПа при кімнатній температурі

Матеріал	Середовище випробувань	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$
		МПа		%	
CM-88У-ВІ	Повітря	960	890	5	8
	Водень	930	860	2	4
CM-90-ВІ	Повітря	970	860	13	16
	Водень	920	820	7	12
CM-104-ВІ	Повітря	870	760	8	12
	Водень	840	750	3	4

За характеристиками міцності та пластичності, а також опором водню найкращі показники у найпластичнішого ливарного сплаву CM-90-ВІ із дисперсною структурою (рис. 1 і 6; табл. 3), що добре узгоджується із відомими закономірностями водневої деградації жароміцних нікелевих сплавів [3, 17–23]. За водневою тривкістю після термічної обробки із додатковим гомогенізаційним відпалом (1423 К) він переважає сплав ВЖЛ-14 (рис. 6, поз. 2 і 5). Попри високу корозійну тривкість, сплав CM-104-ВІ чутливіший до дії водню (табл. 3; рис. 6, поз. 4).

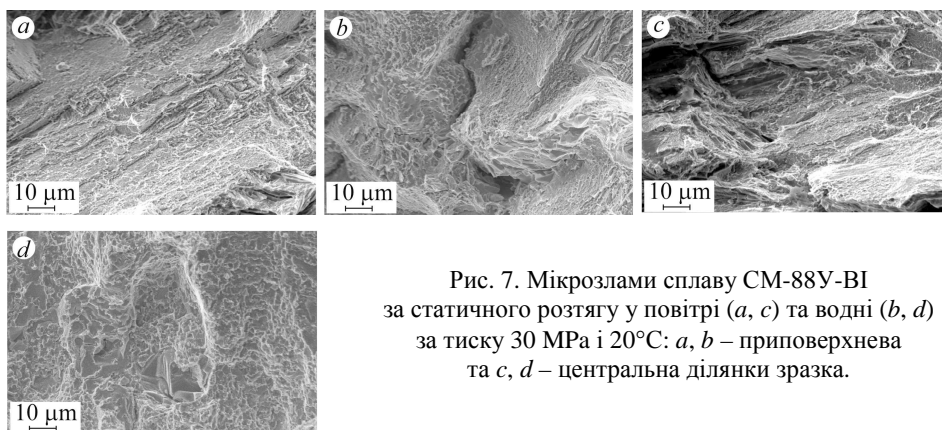


Рис. 7. Мікротлами сплаву CM-88У-ВІ за статичного розтягу у повітрі (a, c) та водні (b, d) за тиску 30 МПа і 20°C: a, b – приповерхнева та c, d – центральна ділянки зразка.

Fig. 7. Microfracture of CM-88U-VI alloy for static tensile testing in air (a, c) and hydrogen (b, d) at a pressure of 30 MPa and 20°C: a, b – near the surface; c, d – the central area of the specimen.

Характерною особливістю досліджених сплавів є стабільність їх механічних властивостей у широкому інтервалі температур (рис. 8). Зокрема, границя міцності і характеристики пластичності сплаву СМ-104-ВІ практично не змінюються у діапазоні від 20 до 700°C (рис. 8c), а сплаву СМ-88У-ВІ – до 800°C (рис. 8a). Подальше їх знеміцнення супроводжується зростанням пластичності та послабленням дії водню, однак, навіть при 900°C значення відносного видовження та поперечного звуження у водні дещо нижчі, ніж у повітрі, тобто коефіцієнт впливу водню  $\beta_\delta$  не досягає одиниці (рис. 8 і 9).

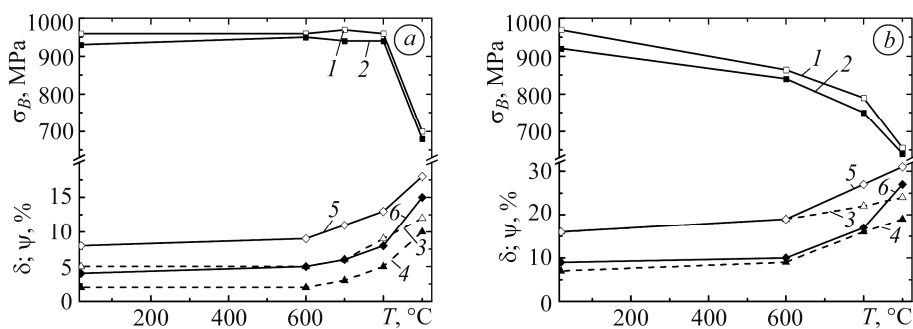
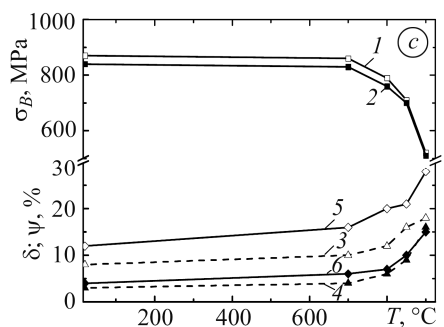


Рис. 8. Температурні залежності границі міцності  $\sigma_B$  (1, 2), відносного видовження  $\delta$  (3, 4), поперечного звуження  $\psi$  (5, 6) сплавів СМ-88У-ВІ (a), СМ-90-ВІ (b) та СМ-104-ВІ (c) у повітрі (1, 3, 5) та водні за тиску 30 МПа (2, 4, 6).

Fig. 8. Temperature dependences of the strength limit  $\sigma_B$  (1, 2), the relative elongation  $\delta$  (3, 4), relative elongation  $\psi$  (5, 6) of the СМ-88U-VI (a), СМ-90-VI (b) and СМ-104-VI (c) alloys in air (1, 3, 5) and hydrogen at a pressure of 30 МPa (2, 4, 6).

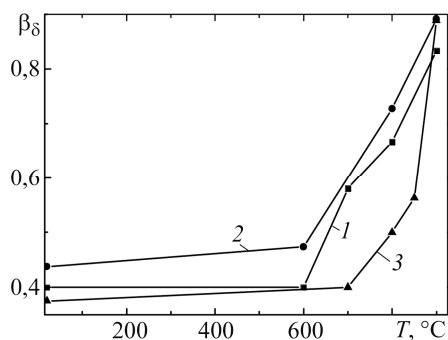


На кривих температурних залежностей ступеня водневого окрихчення сплавів СМ-88-ВІ, СМ-90ВІ та СМ-104-ВІ не виявлено екстремумів за підвищених температур, тоді як для ливарної та порошкової модифікації сплаву ВЖЛ-14 характерні провали пластичності у водні при 500...600°C [17–19].

За короткочасного розтягу в інтервалі 20...900°C за тиску водню 30 МПа краще поєднуються характеристики міцності та пластичності для сплаву СМ-90-ВІ (рис. 8b; рис. 9, крива 2), а додатково легований хромом корозійнотривкий сплав СМ-104-ВІ найчутливіший до водневого окрихчення (рис. 8c; рис. 9, крива 3).

Рис. 9. Температурні залежності коефіцієнта впливу водню за тиску 30 МПа на відносне видовження  $\beta_\delta$  зразків зі сплавів СМ-88У-ВІ (1), СМ-90-ВІ (2) та СМ-104-ВІ (3).

Fig. 9. Temperature dependences of the coefficient of hydrogen influence at a pressure of 30 МPa on the relative elongation  $\beta_\delta$  samples from СМ-88U-VI (1), СМ-90-VI (2) and СМ-104-VI (3) alloys.



## ВИСНОВКИ

Опірність досліджених сплавів високотемпературній сульфідно-оксидній корозії у золі газотурбінного палива (питома втрата маси зменшується у порядку СМ-88У-ВІ > СМ-90-ВІ > СМ-104-ВІ) корелює з критерієм легування  $\alpha$  і найвища серед відомих матеріалів лопаток. Перевага у корозійній тривкості сплаву СМ-104-ВІ над сплавами СМ-90-ВІ і СМ-88У-ВІ тим відчутніша, що триваліша корозія і вища температура випробувань. Під дією газоподібного водню за тиску 30 МПа характеристики пластичності сплавів знижуються, вплив водню зі зростанням температури монотонно послаблюється, однак, навіть за 900°C відносні видовження та поперечне звуження у водні дещо нижчі, ніж у повітрі. Найменш чутливий до водневого окрихчення сплав СМ-90-ВІ.

*РЕЗЮМЕ.* Исследовано влияние золы газотурбинного топлива и газообразного водорода на потерю массы при длительной коррозии и механические свойства жаропрочных литых никелевых лопаточных материалов марок СМ-88У-ВИ, СМ-90-ВИ и СМ-104-ВИ. Установлено, что эти сплавы коррозионно-стойкие (СМ-104-ВИ > СМ-90-ВИ > СМ-88У-ВИ) среди аналогичных материалов, при этом стойкость сплава СМ-104-ВИ возрастает с увеличением временной базы. При кратковременном растяжении в интервале температур 20...900°C наименее чувствителен к воздействию водорода при давлении 30 МПа сплав СМ-90-ВИ.

*SUMMARY.* The influence of the gas turbine fuel ash and gaseous hydrogen on mass loss due to long-term corrosion and mechanical properties of heat-resistant cast blade materials СМ-88U-VI, СМ-90-VI and СМ-104-VI are investigated. It was established that the level of sulfide-oxide corrosion resistance of investigated alloys (СМ-104-VI > СМ-90-VI > СМ-88U-VI) correlates with the alloying criterion and is the highest among similar materials, and the advantage of the СМ-104-VI alloy increases with the increase of the time base. For static tensile testing in the temperature range of 20...900°C the СМ-90-VI alloy is the least sensitive to the action of hydrogen at the pressure of 30 МПа.

1. *Газотурбобудування в Україні: сучасний стан і перспективи розвитку* / А. А. Халатов, К. А. Ющенко, Б. В. Ісаков, Ю. Я. Дашевський, А. П. Шевцов // Вісник НАН України. – 2013. – № 12. – С. 40–49.
2. *Ed Bancalari, Pedy Chan, and Diakunchak I. S. Advances hydrogen turbine development* // Proc. of 24<sup>th</sup> Annual Int. Pittsburgh Coal Conf. – University of Pittsburgh, 2007. – P. 1–16.
3. *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.  
(*Balitskii A. I., Panasyuk V. V. Workability assessment of structural steels of power plant units in hydrogen environments: strength of materials* (Springer + Business Media Inc.). – 2009. – 41, № 1. – P. 52–57).
4. *Hugh R. Gray. Embrittlement of Nickel-, Cobalt-, and Iron-base Superalloys by Exposure to Hydrogen* // National Aeronautics and Space Administration. – NASA Technical Note. – TN D-7805. – Washington: D.C., 1975. – P. 1–44.
5. *Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)*. – М.: МИСИС, 2001. – 632 с.
6. *Симс Ч., Хагелъ В. Жаропрочные сплавы*. – М.: Металлургия, 2004. – 576 с.
7. *Influence of Y on stress rupture property of a Ni-based superalloy* / P. J. Zhou, J. J. Yub, X. F. Sunb, H. R. Guanb, X. M. Hec, Z. Q. Hub // Mat. Sci. and Eng. A. – 2012. – 551. – P. 236–240.
8. *Amouyal Y. and Seidman D. N. The role of hafnium in the formation of misoriented defects in Ni-based superalloys: an atom-probe tomographic study* // Acta Mater. – 2011. – 59. – P. 3321–3333.
9. *Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин*. – Л.: Машиностроение, 1987. – 272 с.
10. *Никитин В. И. О легировании никелевых сплавов для защиты от сульфидно-оксидной коррозии* // Изв. АН СССР. Металлы. – 1985. – № 1. – С. 176–181.



11. *Суперсплавы* П. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.
12. *Петрениа Ю. К., Никитин В. И.* Задачи в области разработки коррозионно-стойких никелевых сплавов // Тяжелое машиностроение. – 2002. – № 10. – С. 47.
13. *Жаропрочные сплавы для газовых турбин* / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1981. – 480 с.
14. *Гишваров А. С., Давыдов М. Н.* Методы испытаний лопаток турбин на высокотемпературную газовую коррозию // Вестник Уфимск. гос. авиац. техн. ун-та. – 2015. – **19**, № 1 (67). – С. 45–54.
15. *Квасницкая Ю. Г.* Коррозионные свойства жаропрочных сплавов на основе никеля // Процессы литья. – 2016. – № 3. – С. 55–62.
16. *Квасницкая Ю. Г., Максютя И. И., Мьяльница Г. Ф.* Повышение стойкости к высокотемпературной коррозии жаропрочных сплавов как резерв возрастания ресурсных возможностей газотурбинных двигателей // Металл и литье Украины. – 2016. – № 5. – С. 3–7.
17. *Балицький О. І., Іваськевич Л. М.* Металургійні методи підвищення водневої тривкості та тріщиностійкості жароміцного нікелевого сплаву // Совр. электрометаллургия. – 2017. – № 3. – С. 43–50.  
(*Balitskii A. I. and Ivaskevich L. M.* Metallurgical methods of improvement of hydrogen brittleness and crack resistance of heat-resistant nickel alloy // Advances in Electrometallurgy. – 2017. – № 3 (9). – P. 43–50).
18. *Ткачев В. И., Холодный В. И., Іваськевич Л. М.* Водородное охрупчивание никелевого сплава в деформируемом, литом и порошковом состоянии // Материаловедение. – 2005. – № 8. – С. 46–49.
19. *Ткачев В. І., Іваськевич Л. М., Левіна І. М.* Особливості водневої деградації нікелевого жароміцного сплаву // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1997. – **33**, № 4. – С. 115–120.  
(*Tkachev V. I., Ivaskevich L. M., and Levina I. M.* Distinctive features of hydrogen degradation of heat-resistant alloys based on nickel // Materials Science. – 1997. – **33**, № 4. – P. 524–531.)
20. *In-situ* observation of hydrogen induced crack initiation in a nickel-based superalloy / Z. Zhang, G. Obasi, R. Morana, M. Preuss // Scripta Mat. – 2017. – **140**. – P. 40–44.
21. *Balitskii A. I., Ivaskevich L. M., and Mochulskyi V. M.* Crack resistance of age-hardening Fe–Ni alloys in gaseous hydrogen // Proc. of the 18<sup>th</sup> European Conf. on Fracture. Fracture of Materials and Structures from Micro to Macro Scale (Dresden, Germany, August 30 – September 03, 2010). – Paper № 80. – P. 1– 8.
22. *Вплив водню на тріщиностійкість сталі 10X15N27T3V2MP* / О. І. Балицький, Л. М. Іваськевич, В. М. Мочульський, О. В. Голяня // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – **45**, № 2. – С. 102–110.  
(*Influence of hydrogen on the crack resistance of 10Kh15N27T3V2MR steel* / A. I. Balitskii, L. M. Ivaskevich, V. M. Mochulskyi, O. M. Holiyan // Materials Science. – 2009. – **45**, № 2. – P. 258–267.)
23. *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.

Одержано 10.10.2017