

МЕТАЛУРГІЙНІ МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ВОДНЕВОЇ ТРИВКОСТІ ТА ТРИЩИНОСТІЙКОСТІ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ

О. І. Балицький, Л. М. Іваськевич

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України.
79060, м. Львів, МСП, вул. Наукова, 5. E-mail: balitski@ipm.lviv.ua

В інтервалі температур 293...1073 К у вакуумі та водні під тиском 35 МПа досліджені механічні властивості сплаву ВЖЛ-14 (ХН62МТЮЛ) у литому і порошковому станах. Встановлено, що під дією водню найсуттєвіше погіршуються характеристики пластичності та в'язкості руйнування литого матеріалу, максимальне зниження відносного видовження якого у водні при 773 К складає 90 % значень у вакуумі. Мінімальна чутливість до водневого окрихчення має місце у порошкової модифікації сплаву через більш гомогенний розподіл деформативних властивостей. Бібліогр. 20, табл. 3, іл. 6.

Ключові слова: литі, деформівні та порошкові сплави; міцність; пластичність; малоциклова довговічність; в'язкість руйнування

Вступ. На сьогодні в світі тільки десять країн мають повний цикл створення газових турбін (ГТ) та газотурбінних двигунів (ГТД). Цей цикл включає наукові дослідження, проектування, серійне виробництво, ремонт, обслуговування і експлуатацію. Серед найрозвинутіших країн поряд з США, Японією, Німеччиною знаходиться Україна. Найбільшого поширення ГТ та установки на їх основі (ГТУ) набули в енергетиці та газотранспортній системі для приводу електрогенераторів (ЕГ) і газоперекачувальних агрегатів (ГПА) [1, 2].

Перспективним матеріалознавчим напрямком вдосконалення ГТД і ГТУ є застосування більш жароміцних матеріалів, зокрема, освоєння та впровадження монокристалічного лиття лопаток і порошкових матеріалів.

Жароміцні складнолеговані нікелеві сплави, з яких виготовляють важконавантажувані деталі ГТУ, повинні володіти високим опором пластичній деформації і руйнуванню в умовах впливу високих температур та агресивних середовищ. Саме тому найбільш широке застосування одержали складнолеговані жароміцні нікелеві сплави (сопла парових, водневих турбін, внутрішня поверхня камер згоряння, вихлопні системи, корпуси, лопатки турбодвигунів, елементи системи циліндр-втулка-поршень водневих двигунів і т. д.).

Використання кування для формування лопаток обмежується тим, що матеріал, розроблений спеціально для того, щоб протистояти високо-температурній деформації, важко оброблюваний і схильний до розтріскування. Тому необхідні жароміцні характеристики досягаються при ви-

користанні литих сплавів і застосуванні литва по виплавленим моделям [3–8], зокрема, з використанням нових перспективних матеріалів оболонкових форм [5].

Матриця литих нікелевих сплавів — γ -твердий розчин із ГЦК-граткою, як правило, крупнозерниста із явно вираженою ліквіацією. Вміст легуючих елементів у литих матеріалах суттєво збільшений, їх густина, розміри, форма і структурна стабільність є визначальними у забезпеченні роботоздатності. Сучасні жароміцні ливарні сплави легують мікродобавками рідкоземельних металів, які гальмують дифузійні процеси, що викликає підвищення їх службових характеристик [3–8]. Карбідна фаза у литих жароміцних нікелевих сплавах, головним чином, розміщена у міждендритних ділянках у формі «скелетоподібних» виділень, рідше — у вигляді окремих полігональних включень у тілі зерна або переривчастих виділень на границях зерен [3, 4, 7, 8].

В останній час в енергетичному машинобудуванні та нафтохімічній промисловості широко використовується обладнання, яке працює за підвищених тиску і температури водню та водневих газових сумішей [9–11]. Це викликано, по-перше, значним зменшенням екологічного забруднення і, по-друге, енергетичними перевагами водневого палива. Структуру і механічні властивості металевих матеріалів у водні та нейтральному середовищі вивчали багато науковців [3–17], причому у більшості випадків водневе окрихчення (ВО) більш виражене у високоміцних сплавах. Ступінь впливу водневого середовища визначається його фізико-хімічними параметрами і конструктив-

Таблиця 1. Хімічний склад досліджених сплавів, мас. %

Марка сплаву	C	Si	Cr	S	P	Mo	Nb	Ti	Al	Fe
Ni63Cr18Fe9Mo6Ti3 (ВЖЛ-14Л) (ХН62МТЮЛ) ливарний, ХСІ	0,067	0,07	18,75	0,002	0,011	5,2	–	2,88	1,43	8,75
Ni63Cr18Fe9Mo6Ti3 (ВЖЛ-14П) (ХН62МТЮП) порошковий, ХСІ	0,02	0,09	18,75	0,001	0,01	5,3	1,3	2,49	1,52	10,1
Ni63Cr18Fe9Mo6Ti3 ВЖЛ-14П (ХН62МТЮП) порошковий, ХСІІ	0,037	0,09	17,64	0,0014	0,003	5,2	1,6	1,83	1,62	8,6
Ni55Cr19Fe12Mo9Nb2 (ЕП-666ВД) (ХН55МБЮ) деформівний	0,047	0,23	19,04	0,003	0,010	8,99	1,73	–	1,49	12,0

ними особливостями технологічного обладнання. Наявність концентраторів, високий рівень залишкових напружень, малі швидкості прикладання навантаження сприяють реалізації водневого руйнування. При однаковому рівні міцності схильність до окрихчення залежить від хімічного складу і структури матеріалу (складу, кількості та розподілу карбідів, інтерметалідів і ступеня їх дисперсності).

Мета роботи — дослідити вплив металургійних і структурних факторів на водневе окрихчення жароміцного нікелевого сплаву за випробувань на короткочасний розтяг, статичну тріщиностійкість та малоциклову довговічність у робочому інтервалі температур важконавантажуваних деталей ГТУ.

Матеріали та експериментальні методики. Вивчали вплив водню на властивості ливарних, деформованих та порошкових модифікацій жароміцного нікелевого сплаву Ni63Cr18Fe9Mo6Ti3 (ХН62МТЮЛ) (ВЖЛ-14), властивості якого порівнювали із описаними раніше [12, 14–16] закономірностями ВО близького за хімічним складом деформівного сплаву Ni55Cr19Fe12Mo9Nb2 (ЕП-666ВД) (ХН55МБЮ). Хімічний склад, режими термічної обробки та механічні властивості матеріалів приведені у табл. 1–3.

Литий матеріал, отриманий методом литва по виплавлених моделях, піддавали термічній обробці (ТО) за двома різними режимами — ТОІ та ТОІІ (табл. 2), які відрізняються наявністю додат-

кового гомогенізаційного відпалу та режимами старіння. Відомо, що гомогенізаційний відпал в інтервалі температур 1300...1400 К, приводить до утворення дисперсних рівномірно розподілених частинок γ' -фази внаслідок вирівнювання хімічного складу. При цьому масивні полігональні карбіди помітно не змінюються, а карбіди евтектичного типу коагулюють, формуючи округлі виділення у міждендритних ділянках [3–8]. Порошкова модифікація, отримана методом гарячого газостатичного пресування в газостаті, додатково легована ніобієм і містить суттєво меншу кількість вуглецю, що дозволяє сформувати структуру без крупних виділень карбідів та карбонітридів.

У залежності від металургійних методів отримання, хімічного складу та режимів ТО сплав містить від 12 (лита модифікація, ТОІІ) до 20,1 мас. % (порошкова модифікація) γ' -фази (табл. 3).

Механічні властивості за короткочасного розтягу визначали на п'ятикратних циліндричних зразках із діаметром робочої частини 5 мм та зразках діаметром 7 мм із кільцевими надрізами глибиною 1 мм та радіусом у вершині 0,1 мм. Випробування на статичну тріщиностійкість проводили на прямокутних компактних зразках товщиною 20 мм позацентрованим розтягом із записом діаграми «навантаження–переміщення» ($P-V$). Швидкість переміщення активного захвату становила 1 мм/хв. Число циклів до руйнування за умов

Таблиця 2. Режими термічної обробки та розміри зерен досліджених сплавів

Номер п.п.	Марка сплаву	Режим термообробки	Розмір зерна, мкм
1	ВЖЛ-14Л (ХСІ)	Гартування 1423 К, 4 год., повітря, 1393 К, 2 год., повітря старіння 953 К, 10 год., повітря (ТОІ)	–
2	ВЖЛ-14Л (ХСІ)	Гартування 1423 К, 4 год., охолодження в печі до 673...723 К, нагрів до 1073 К, витримка 1 год., нагрів до 1423 К, витримка 4 год., повітря старіння 973 К, 15 год., після прогріву на повітрі старіння у вакуумі 0,65 МПа при 973 К, 6 год, повітря (ТОІІ)	–
4	ВЖЛ-14П (ХСІ)	Гартування 1433 К, 4 год., охолодження, витримка 3 год. при 1400 К, повітря старіння 973 К, 15 год., повітря (ТОІ)	110
5	ВЖЛ-14П (ХСІІ)	Гартування 1453 К, 4 год., повітря старіння 973 К, 15 год., повітря (ТОІІ)	90
6	ЕП-666ВД	Гартування 1253 К, 1 год., повітря старіння 1023 К, 15 год. + 923 К, 10 год., повітря	27

Таблиця 3. Властивості досліджених сплавів за кімнатної температури у повітрі (чисельник) та водні за тиску 30 МПа (знаменник)

Номер п.п.	γ' -фаза, мас. %	HRC	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ_B^H , МПа	ψ^H , %	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}
1	14	35	740	570	5	15	870	7	48
			680	550	3	4	785	2	15
2	12	34	680	560	17	32	860	22	83
			620	520	6	21	785	11	28
4	19,8	39	1170	780	29	33	1280	8	118
			1130	760	22	22	1140	5	70
5	20,1	42	1240	840	13	16	1500	7	131
			930	700	4	10	970	2	51
6	9,6	32	1080	650	35	38	1530	20	116
			970	660	6	19	1000	8	68

жорсткого чистого віднульового згину визначали на шліфованих плоских зразках із розмірами робочої частини 3×6×20 мм за амплітуди та частоти навантаження 1,6 % і 0,5 Гц відповідно. Для оцінювання впливу зовнішньої водневої атмосфери та внутрішнього заздалегідь поглиненого водню частину зразків попередньо наводнювали за тиску водню 35 МПа, температури 623 К протягом 20 год, охолоджували до кімнатної температури і випробовували в інтервалі тисків 0...30 МПа. Вміст водню, визначений приладом LECO TCH 600 після руйнування зразків, становив 28 (порошкові модифікації) та 36 млн⁻¹ (литі модифікації). Чутливість матеріалів до дії водню β оцінювали за співвідношенням характеристик, отриманих у водні та нейтральному середовищі.

Результати та їх аналіз. Залежності механічних характеристик сплавів від тиску та вмісту водню. Вплив водню на властивості досліджених матеріалів проявляється у невеликому зниженні границі короточасної міцності і суттєвому падінні (погіршенні) пластичності, малоциклової довговічності та в'язкості руйнування (табл. 3, рис. 1–4). Графіки залежностей малоциклової довговічності (N), характеристик пластичності (δ і ψ) сплаву ВЖЛ-14П (табл. 2, 3, поз. 4) від тиску водню складаються із двох ділянок. У першій (за низького тиску) N , δ та ψ різко падає, у другій — негативна дія водню практично стабілізується. Аналогічні тискові залежності встановлені також для сплаву ВЖЛ-14 у литих модифікаціях. Характеристики пластичності і тріщиностійкості (K_{Ic}) та малоциклова довговічність зразків знижується в інтервалі тисків 0...15 МПа, а подальше зростання тиску водню і попереднє високотемпературне наводнення не викликають додаткового погіршення властивостей. Отже, за високих тисків водневого середовища попередньо поглинений за підвищених температур внутрішній водень не підсилює

окрихчення деформівних, литих і порошкових нікелевих жароміцних сплавів із інтерметалідним зміцненням. Тому аналіз впливу температури випробувань та структури сплавів на їх воднетривкість здійснювали за результатами випробувань зразків без попереднього наводнювання.

Додатковий відпал литого сплаву привів до деякого зменшення його міцнісних характеристик (σ_B і $\sigma_{0,2}$ гладких зразків, σ_B^H зразків із надрізом) і значного покращення пластичності (δ і ψ гладких зразків, ψ^H зразків із надрізом) у повітрі та водні за кімнатної температури (табл. 3). За більш жорстких умов випробувань — малоциклової втоми та статичної тріщиностійкості — ТОП забезпечує суттєве підвищення опору матеріалу зародженню та росту тріщини в обох середовищах (табл. 3, поз. 1, 2, рис. 2). На компактних зразках литого сплаву товщиною 20 мм після ТОІ виконуються умови плоско деформованого стану [18], тобто отримані значення в'язкості руйнування K_{Ic} .

Як правило, для визначення критичного коефіцієнта інтенсивності напружень матеріалів із

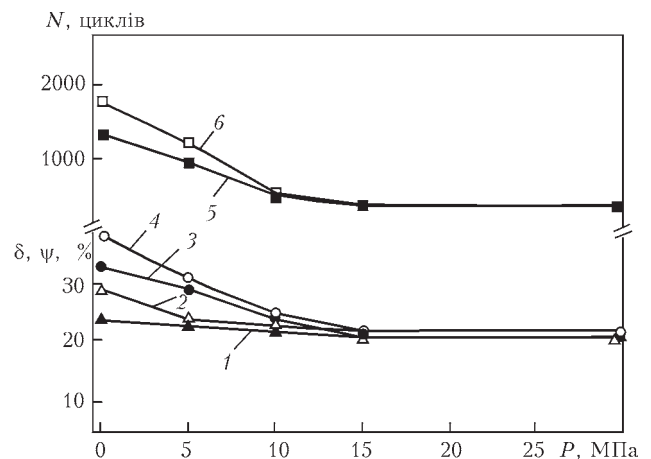


Рис. 1. Залежності відносного видовження δ (1, 2), поперечного звуження ψ (3, 4) і числа циклів N до руйнування (5, 6) зразків із сплаву ВЖЛ-14П (табл. 3, поз. 4) від тиску водню P при 293 К: 1, 3, 5 — наводнені зразки; 2, 4, 6 — ненаводнені зразки

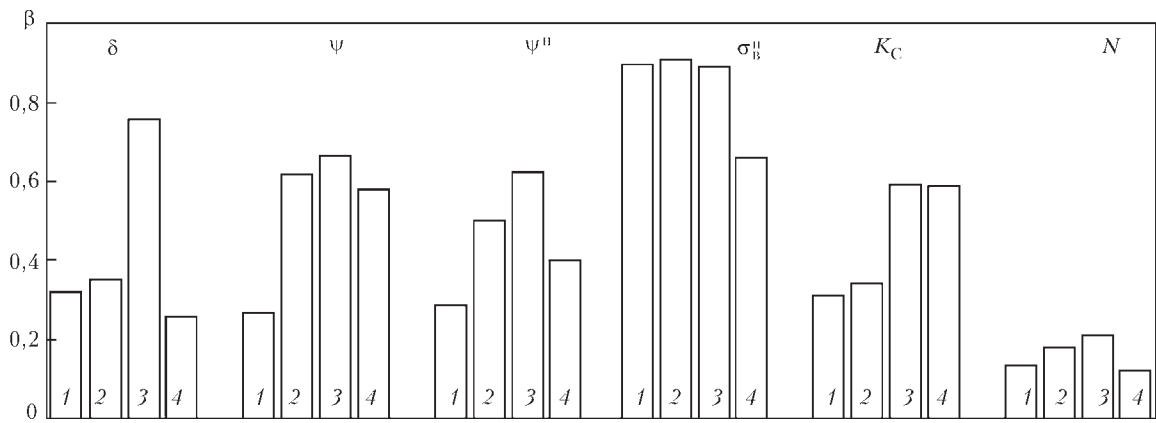


Рис. 2. Порівняльна оцінка чутливості сплавів ВЖЛ-14 у литому (ТОІ — 1, ТОП — 2) та порошковому (3) станах і деформівного сплаву ЕП-666ВД (4) за різних методик випробувань у водні за тиску 30 МПа при 293 К

границею текучості до 700 МПа необхідно використовувати зразки великих розмірів. Однак, у випадку вказаної литої модифікації сплаву ВЖЛ-14 через низьку пластичність вже за товщини зразка 20 мм виконуються умови лінійної механіки руйнування, при цьому спостерігається прямий злам без бокових утяжок і пластична деформація зосереджена поблизу поверхні тріщини [18].

Через менший розмір зерна і значно більшу кількість зміцнюючих інтерметалідних виділень твердість та міцність порошкового сплаву найвища серед досліджених матеріалів (табл. 3). Разом з тим дрібнодисперсна структура сплаву ВЖЛ-14П забезпечує високу пластичність, малоциклову довговічність та найвищу в'язкість руйнування у повітрі і водні (табл. 3). За всіма встановленими характеристиками порошкова модифікація сплаву за кімнатної температури найменш чутлива до ВО (рис. 2).

Вплив температури на границю міцності та відносне видовження у п'ятикратних циліндричних зразків за швидкості розтягу 1 мм/хв. із трьох модифікацій сплаву ВЖЛ-14 гелії та водні за тиску 30 МПа представлені на рис. 3, а сплаву ЕП-666 на рис. 4. Температурні залежності числа циклів до руйнування і коефіцієнта впливу водню на малоциклову довговічність деформівних сплавів приведені на рис. 4.

Сплав ВЖЛ-14 — складнолегований жароміцний матеріал, який зберігає стабільні міцнісні характеристики у широкому інтервалі температур, причому значення σ_v у гелії та водні відрізняються не більше, ніж на 10 % (рис. 3, а–в, криві 1, 2). Майже не змінюється в інтервалі 293...1073 К відносне видовження зразків із литих модифікацій сплаву у нейтральному середовищі (рис. 3, а, б, крива 3). Пластичність порошкової модифікації у гелії монотонно зменшується із ростом температури (рис. 3, в, крива 3), а для деформівного сплаву δ стабільне до температури 873 К, при

973 К виявлено провал пластичності, характерний для дисперсійно твердіючих сталей та сплавів в температурному діапазоні інтенсивних фазових перетворень, коли деформація локалізується на границях зерен через інтенсивний перерозподіл у приграничних областях нікелю, ніобію, титану та алюмінію, а при 1073 К відбувається розміщення та пластифікація матеріалу, обумовлені частковою коагуляцією зміцнюючих фаз і можливим розчиненням невеликої кількості дрібнодисперсних виділень [3, 4, 19] (рис. 4).

ВО всіх досліджених модифікацій проявляється, головним чином, у зниженні пластичності, про що свідчать криві температурних залежностей коефіцієнта впливу водню на відносне видовження зразків $\beta_\delta = \delta_H / \delta_{He}$ (рис. 5).

Аналіз кривих температурних залежностей механічних властивостей (рис. 3, 4) та ступеня окрихчення (рис. 5) показує декілька особливостей поведінки литих та порошкових матеріалів у порівнянні із деформівним сплавом ЕП-666ВД.

Із підвищенням температури вплив водню на всі модифікації сплаву ВЖЛ-14 підсилюється (рис. 5, криві 1–3). Раніше нами показано, що характер температурних залежностей ступені ВО визначається кількістю поглиненого водню і здатністю матеріалу до релаксації напружень [12, 14–16, 19]. Оскільки структура литих і порошкових жароміцних сплавів створюється такою, яка може протидіяти високотемпературному деформуванню [3–8], то релаксація напружень в них відбувається за вищих температур, ніж у деформівних сплавах. Тому активізація розчинення і дифузії водню із ростом температури викликає у литих і порошкових сплавах суттєвіше погіршення пластичності, яке зберігається до максимальної температури випробувань 1073 К. Максимальний вплив водню на обидві модифікації литого матеріалу виявлений за 773 К, а порошкового — в інтервалі температур 573...973 К (рис. 4, криві 1–3).

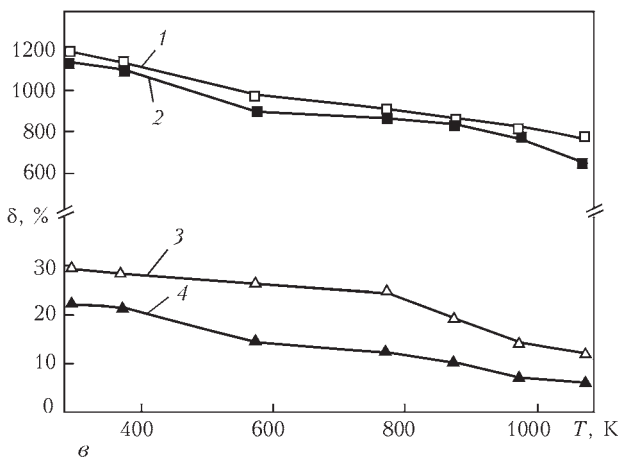
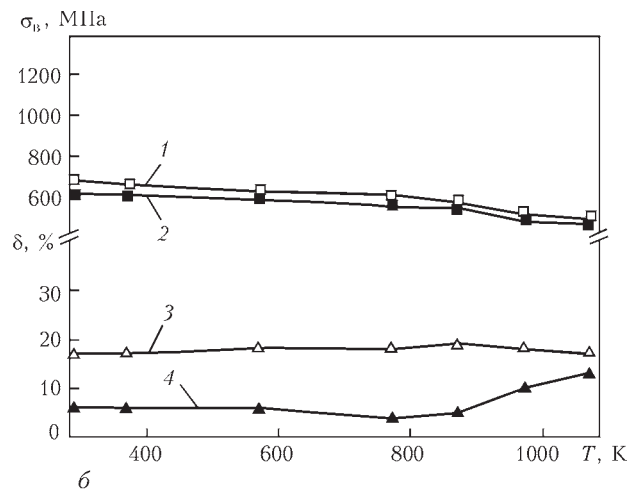
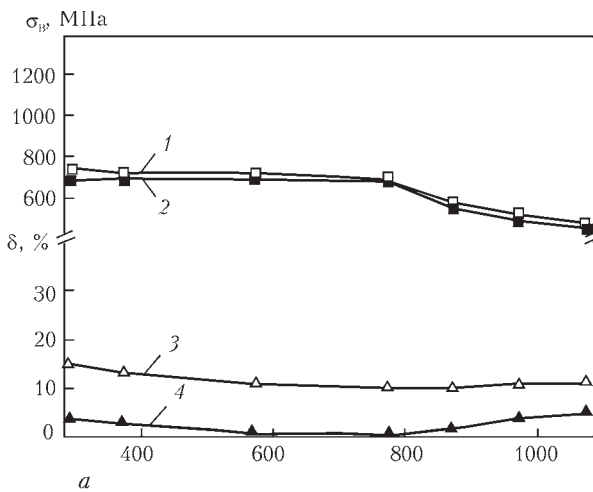


Рис. 3. Температурні залежності границі міцності σ_b (1, 2), відносного видовження δ (3, 4) циліндричних зразків із литого (а, б — табл. 3, поз. 1, 2) і порошкового (в — табл. 3, поз. 4) сплаву ВЖЛ-14 у гелії (1, 3) та водні (2, 4) за тиску 30 МПа

За температур від кімнатної до 573 К попри найвищу міцність найменш чутливий до ВО порошкова модифікація сплаву ВЖЛ-14 (рис. 4), що, очевидно, це обумовлено відомими особливостями мікроструктури порошкових матеріалів [4, 20]: величина зерна порошкового сплаву на порядок менша; границі зерен мають звивисту конфігурацію; на границях зерен практично відсутні грубі ліквацийні скупчення карбідів та карбонітридів, характерні для деформованих сплавів.

Таким чином, дрібнозерниста структура і сприятлива будова границь зерен забезпечують високу стійкість до ВО за кімнатної температури порошкової модифікації сплаву. Литі модифікації із особливо крупним зерном та сильно розвинутою дендритною ліквациєю дуже чутливі до дії водню (рис. 5, криві 1, 2).

Разом з тим додатковий 4-хгодинний відпал литого сплаву за 1423 К дозволив суттєво підвищити

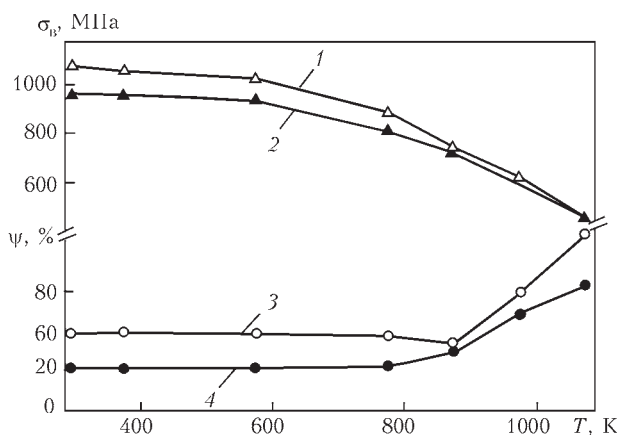


Рис. 4. Температурні залежності границі міцності σ_b (1, 2) і відносного поперечного звуження ψ (3, 4) зразків зі сплаву ВЖЛ-14 у гелії (1, 3) та водні (2, 4) за тиску 30 МПа

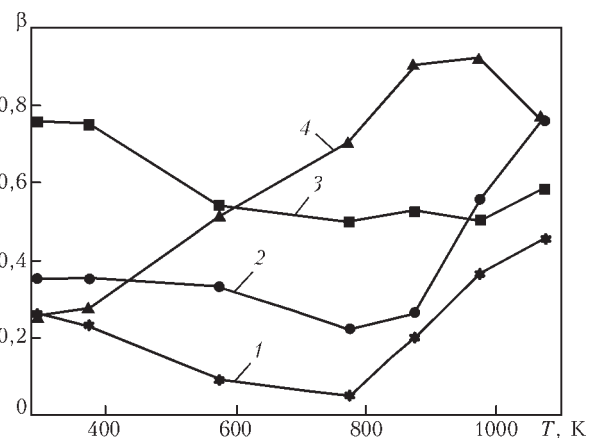


Рис. 5. Температурні залежності коефіцієнта впливу водню β на відносне видовження зразків зі сплаву литого (1, 2 — табл. 3, поз. 1, 2) і порошкового (3 — табл. 3, поз. 4) сплаву ВЖЛ-14 та деформованого сплаву ЕП-666ВД (4) за тиску водню 30 МПа

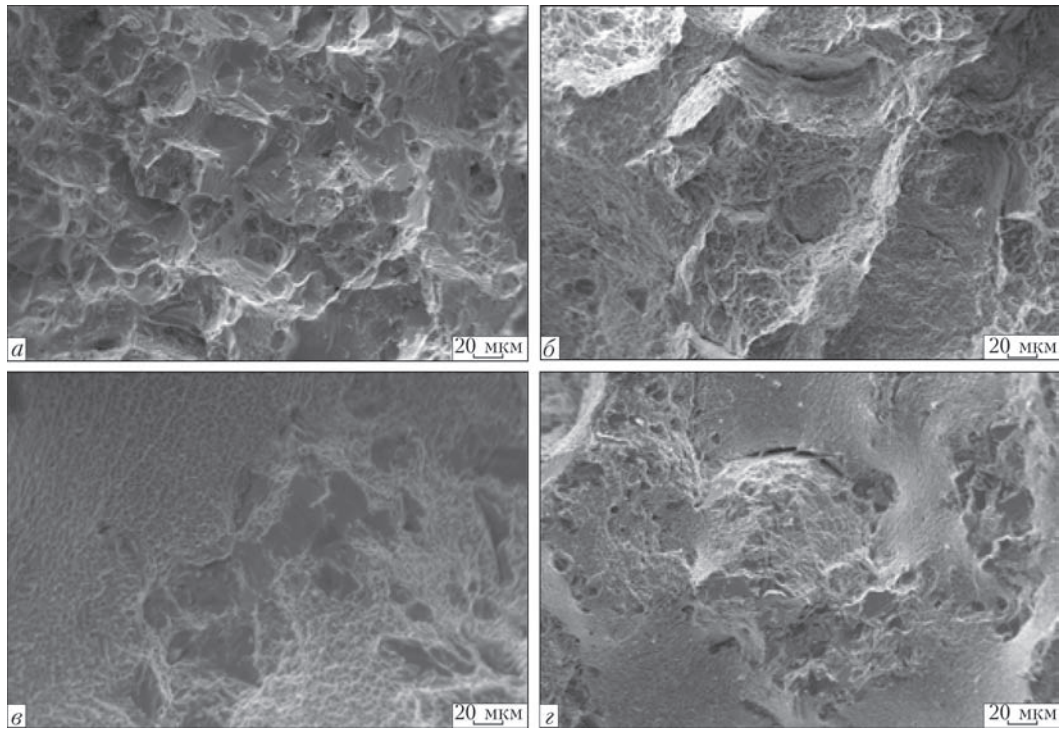


Рис. 6. Злами зразків із сплавів ВЖЛ-14П (а, б) та ВЖЛ-14Л (ТОЛ) (в, з), зруйнованих при 293 К у повітрі (а, в) та водні за тиску 30 МПа (б, з)

його пластичність і в'язкість руйнування незалежно від середовища випробувань (табл. 3, поз. 1, 2), а також зменшити вплив водню на відносне звуження гладких та надрізаних зразків і малоциклово довговічність (рис. 2, стовп. 1, 2). Відомо, що зі збільшенням часу гомогенізаційного відпалу литих матеріалів відбувається більш повне розчинення утворених при кристалізації скупчень частинок γ' -фази, в результаті чого зростає пластичність сплаву [3, 4]. У нашому випадку відносне видовження у повітрі за кімнатної температури виросло втричі (табл. 3) і суттєво підвищилась воднетривкість сплаву (рис. 5, криві 1, 2). Цей результат ще раз вказує на вирішальну роль морфології частинок зміцнюючих фаз у водневому окрихненні дисперсійно твердких сталей та сплавів.

У повітрі руйнування порошкового сплаву ВЖЛ-14П ямкове із яскраво вираженими гребенями відриву (рис. 6, а). Морфологія зламів у водні характеризується переважно в'язким міжзеренним руйнуванням із подрібненням ямок та вторинними мікротріщинами (рис. 6, б). Ямки — результат утворення мікропустот у металі, підданому інтенсивній пластичній деформації, що виникають внаслідок її локальної неоднорідності в окремих мікрооб'ємах біля включень, частинок другої фази, а у випадку порошкових матеріалів також біля мікропор [20]. Подрібнення ямок у водні свідчить про ініціювання нормального відриву як способу коалесценції мікропустот.

Литий сплав ВЖЛ-14 (ТОІ) як у повітрі, так і у водні руйнується відривом за невеликих значен-

нях відносного видовження зразків у повітрі (5 %) та водні (3 %), причому не виявлено яких-небудь структурних особливостей руйнування, обумовлених воднем за винятком появи окремих мікротріщин. Мікроструктура зламів свідчить про розвиток тріщини по міждендритних усадках з незначною пластичною деформацією (рис. 6, в, з).

Висновки

1. Виявлено особливості поведінки литих та порошкових матеріалів у порівнянні з деформівними сплавами. Внаслідок активізації розчинення і дифузії водню із підвищенням температури його вплив на всі модифікації сплаву ВЖЛ-14 посилюється, суттєве погіршення пластичності зберігається до максимальної температури випробувань — 1073 К. Водневе окрихнення обох модифікацій литого матеріалу максимальне за 773 К, а порошкового в інтервалі температур 573...973 К.

2. Водень змінює характер руйнування порошкового сплаву ВЖЛ-14П від в'язкого змішаного та міжзеренного ямкового із яскраво вираженими гребенями відриву до переважно міжзеренного із подрібненням ямок та вторинними мікротріщинами. Литий сплав ВЖЛ-14 (ТОІ) як у повітрі, так і у водні руйнується відривом за невеликих значеннях відносного видовження зразків у повітрі (5 %) та водні (3 %), причому не виявлено яких-небудь структурних особливостей руйнування, обумовлених воднем за винятком появи окремих мі-

кротріщин. Мікроструктура зламів свідчить про розвиток тріщини по міждендритних усадках з незначною пластичною деформацією.

3. Дрібнодисперсна структура порошкового сплаву ВЖЛ-14П забезпечує високу пластичність, малоциклову довговічність і найвищу в'язкість руйнування у повітрі та водні практично у всьому досліджену інтервалі температур. Додатковий 4-хгодинний гомогенізуючий відпал (ТОП) дозволив суттєво підвищити воднетривкість литого сплаву ВЖЛ-14Л, який за 973 і 1073 К найменш чутливий до водневого окрихнення.

Список літератури

1. Халатов А. А., Ющенко К. А., Ісаков Б. В. (2013) Газотурбобудування в Україні: сучасний стан і перспективи розвитку. *Вісник НАН України*, **12**, 40–49.
2. Патон Б., Халатов А., Костенко Д. (2008) Концепція (проект) державної науково-технічної програми «Створення промислових газотурбінних двигунів нового покоління для газової промисловості та енергетики». *Там само*, **4**, 3–9.
3. Химушин Ф. Ф. (1978) *Жаропрочные стали и сплавы*. Москва, Металлургия.
4. Симс Ч., Хагель В. (2004) *Жаропрочные сплавы*. Москва, Металлургия.
5. Симановский В. М., Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Аникин Ю. Ф. (2006) Разработка нового технологического процесса получения оболочковых керамических форм по удаляемым моделям. *Процессы литья*, **4**, 66–71.
6. Zhanga B., Luc X., Liua D., Tao C. (2012) Influence of recrystallization on high-temperature stress rupture property and fracture behavior of single crystal superalloy. *Materials Science and Engineering A*, **551**, 149–153.
7. Zhoua P. J., Yub J. J., Sunb X. F. (2012) Influence of Y on stress rupture property of a Ni-based superalloy. *Ibid.*, **551**, 236.
8. Bancalari Ed., Chan P., Diakunchak I. S. (2007). Advances Hydrogen Turbine Development. *Proc. of 24th Annual International Pittsburgh Coal Conference*. University of Pittsburgh, pp. 1–16.
9. Gray H. R. (1975) *Embrittlement of nickel-, cobalt-, and iron-base superalloys by exposure to hydrogen*. National Aeronautics and Space Administration, TND-7805, Washington, D. C.
10. Balitskii A. I., Panasyuk V. V. (2009) *Workability Assessment of Structural Steels of Power Plant Units in Hydrogen Environments: Strength of Materials (Springer + Business Media Inc.)*, **41**, **1**, 52–57.
11. Панасюк В. В., Дмитрах І. М. (2011) *Міцність конструкційних металів у водневомісних середовищах. Фізико-механічний інститут (До 60-річчя з часу заснування)*. Львів, Сполом, 101–120.
12. Balitskii A. I., Ivaskevich L. M., Mochulskiy V. M. (2013) The Effect of Hydrogen on Mechanical Properties and Fracture Toughness of Ni-alloy. *13th International Conf. on Fracture, June 16–21, Beijing, China*, pp. 1–7.
13. Michler T., Naumann J., Balogh M. P. (2014) Hydrogen environment embrittlement of solution treated Fe–Cr–Ni superalloys. *Materials Science & Engineering A*, **607**, 71–80.
14. Balyts'kyi O. I., Mochylski V. M., Ivaskievich L. M. (2016) Evaluation of the influence of hydrogen on mechanical

characteristics of complexly alloyed nickel alloys. *Materials Science*, **51**, **4**, 538–547.

15. Balitskii A., Vytvytskyi V., Ivaskevich L., Elias J. (2012) The high- and low-cycle fatigue behaviour of Ni-containing steels and Ni-alloys in high pressure hydrogen. *International Journal of Fatigue*, **39**, 32–37.
16. Balitskii A., Ivaskevich L., Mochulskiy V. (2014) Influence of high pressure and high temperature hydrogen on fracture toughness of Ni-containing steels and alloys. *Archive of Mechanical Engineering*, **1**, LXI, 129–138.
17. Томпсон А. У., Бернштейн И. М. (1985) *Роль металлургических факторов в процессах разрушения с участием водовода. Достижения науки о коррозии и технологии защиты от нее. Коррозионное растрескивание*. Москва, Металлургия, 47–149.
18. Сроули Дж. Е. (1977) *Вязкость разрушения при плоской деформации. Разрушение*. Либовиц Г. (ред.). Москва, Машиностроение, **4**, 47–67.
19. Balitkii O. I., Ivaskevich L. M., Mochulskiy V. M. (2009) Temperature Dependences of Age-Hardening Austenitic Steels Mechanical Properties in Gaseous Hydrogen. *Proceedings on CD ROM of the 12th International Conference on Fracture, Ottawa, Canada, July 12–17, 2009*. Elboudjaini M. (ed.). Ottawa, NRC.
20. Анциферов В. Н., Акименко В. Б., Гревнов Л. М. (1991) *Порошковые легированные стали*. Москва, Металлургия.

References

1. Khalatov, A.A., Yushchenko, K.A., Isakov, B.V. et al. (2013) Gas turbine engineering in Ukraine: The current state and prospects of development. *Visn. Nats. Akad. Nauk Ukr.*, **12**, 40–49 [in Ukrainian].
2. Paton, B., Khalatov, A., Kostenko, D. et al. (2008) Concept (project) of the state research and development program on Development of Industrial Gas Turbine Engines of New Generation for Gas Industry and Power Engineering. *Ibid.*, **4**, 3–9 [in Ukrainian].
3. Khimushin, F.F. (1978) *High-temperature steels and alloys*. Moscow: Metallurgiya [in Russian].
4. Sims, Ch., Hagel, V. (2004) *High-temperature alloys*. Moscow: Metallurgiya [in Russian].
5. Simanovsky, V.M., Maksyuta, I.I., Kvasnitskaya, Yu.G. et al. (2006) Development of new technological process of production of shell ceramic molds on rejected models. *Protsessy Litya*, **4**, 66–71 [in Russian].
6. Zhanga, B., Luc, X., Liua, D., Tao, C. (2012) Influence of recrystallization on high-temperature stress rupture property and fracture behavior of single crystal superalloy. *Mater. Sci. & Engin. A*, **551**, 149–153.
7. Zhoua, P. J., Yub, J. J., Sunb, X. F. (2012) Influence of Y on stress rupture property of a Ni-based superalloy. *Ibid.*, **551**, 236.
8. Bancalari, Ed., Chan, P., Diakunchak, I. S. (2007) Advances hydrogen turbine development. In: *Proc. of 24th Annual Int. Pittsburgh Coal Conf., University of Pittsburgh*, 1–16.
9. Gray, H. R. (1975) *Embrittlement of nickel-, cobalt-, and iron-base superalloys by exposure to hydrogen*. National Aeronautics and Space Administration, TND-7805, Washington, D. C.
10. Balitskii, A. I., Panasyuk, V. V. (2009) *Workability assessment of structural steels of power plant units in hydrogen environments: Strength of materials*. Springer + Business Media Inc., **41**, **1**, 52–57.
11. Panasyuk, V.V., Dmitrakh, I.M. (2011) *Strength of structural metals in water-containing media. Physico-Mechanical Insti-*

- tute (60th anniversary of foundation). Lviv: Spolom, 101–120 [in Ukrainian].
12. Balitskii, A. I., Ivaskevich, L. M., Mochulskyi, V. M. (2013) The effect of hydrogen on mechanical properties and fracture toughness of Ni-alloy. In: *Proc. of 13th Int. Conf. on Fracture* (June 16–21, Beijing, China), 1–7.
 13. Michler, T., Naumann, J., Balogh, M.P. (2014) Hydrogen environment embrittlement of solution treated Fe–Cr–Ni superalloys. *Mater. Sci. & Engin. A*, **607**, 71–80.
 14. Balyts'kyi, O.I., Mochylski, V.M., Ivaskievich, L.M. (2016) Evaluation of the influence of hydrogen on mechanical characteristics of complexly alloyed nickel alloys. *Mater. Sci.*, **51(4)**, 538–547.
 15. Balitskii, A., Vytvytskyi, V., Ivaskevich, L., Elias, J. (2012) The high- and low-cycle fatigue behaviour of Ni-containing steels and Ni-alloys in high pressure hydrogen. *Int. J. of Fatigue*, **39**, 32–37.
 16. Balitskii, A., Ivaskevich, L., Mochulskyi, V. (2014) Influence of high pressure and high temperature hydrogen on fracture toughness of Ni-containing steels and alloys. *Archive of Mechanical Engineering*, **1**, LXI, 129–138.
 17. Tompson, A.U., Bernstejn, I.M. (1985) *Role of metallurgical factors of fracture processes with hydrogen involvement. Achievements of science on corrosion and technology of protection from it. Corrosion cracking*. Moscow: Metallurgiya, 47–149 [in Russian].
 18. Srouli, J.E. (1977) *Fracture toughness in plane deformation. Fracture*. Ed. by G. Libovits. Moscow: Mashinostroenie, **4**, 47–67 [in Russian].
 19. Balitskii, O. I., Ivaskevich, L. M., Mochulskyi, V. M. (2009) Temperature dependences of age-hardening austenitic steels mechanical properties in gaseous hydrogen. Ed. by M. Elboujdaini. In: *Proc. on CD ROM of the 12th Int. Conf. on Fracture* (Ottawa, Canada, July 12–17, 2009). Ottawa, NRC.
 20. Antsiferov, V.N., Akimenko, V.B., Grevnov, L.M. (1991) *Powdered alloyed steels*. Moscow: Metallurgiya [in Russian].

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ ВОДОРОДНОЙ СТОЙКОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

А. И. Балицкий, Л. Н. Иваськевич

Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины.
79060, г. Львов, ГСП, ул. Научная, 5. E-mail: balitski@ipm.lviv.ua

В интервале температур 293...1073 К в вакууме и водороде под давлением 35 МПа исследованы механические свойства сплава ВЖЛ-14 (ХН62МТЮЛ) в литом и порошковом состояниях. Установлено, что под действием водорода существенно ухудшаются характеристики пластичности и вязкости разрушения литого материала, максимальное снижение относительного удлинения которого в водороде при 773 К составляет 90 % значений в вакууме. Минимальная чувствительность к водородному охрупчиванию имеет место в порошковой модификации сплава из-за более гомогенного распределения деформативных свойств. Библиогр.. 20, табл. 3, ил. 6.

Ключевые слова: литые, деформируемые и порошковые сплавы; прочность; пластичность; малоцикловая долговечность; вязкость разрушения

METALLURGICAL METHODS OF IMPROVING HYDROGEN BRITTLENESS AND CRACK RESISTANCE OF HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY

A.I. Balitsky, L.M. Ivaskevich

H.V.Karpenko Physico-Mechanical Institute, NASU.
5, Naukova str., 79601, Lviv, Ukraine. E-mail: balitski@ipm.lviv.ua

Mechanical properties of alloy VZhL-14 (KhN62MTYuL) in cast and powdered state were investigated within the temperature interval of 293...1073 K in vacuum and hydrogen under 35 MPa pressure. It was found that under the hydrogen effect the characteristics of ductility and fracture toughness of cast material, maximum decrease of relative fatigue life of which in hydrogen at 773 K is 90 % of values in vacuum, are most deteriorated. Minimum susceptibility to hydrogen embrittlement is observed in powdered modification of alloy due to higher homogeneous distribution of deformation properties. Ref. 20, Tables 3, Figures 6.

Key words: cast, deformed and powdered alloys; strength; ductility; low-cycle life; fracture toughness

Надійшла 09.06.2017