

УДК 620.178.4: 669.14.018

ВТОМНЕ РУЙНУВАННЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННОГО ДВИГУНА З НОВОГО ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ

О. І. БАЛИЦЬКИЙ^{1,2}, Ю. Г. КВАСНИЦЬКА³, Л. М. ІВАСЬКЕВИЧ¹,
Г. П. МЯЛЬНИЦА⁴, К. Г. КВАСНИЦЬКА³

¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

² Західнопоморський технологічний університет у Щецині, Польща;

³ Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ;

⁴ ДП Науково-виробничий комплекс газотурбобудування “Зоря”-“Машпроект”, Миколаїв

Експериментально досліджено втомне руйнування лопаток турбіни другого ступеня енергетичного газотурбінного двигуна, виготовлених із розробленого жароміцного корозійностійкого сплаву, який додатково містить реній і тантал (4,07 і 2,62 mass% відповідно). Новий сплав має вищу втомну міцність, а його механічні характеристики (довготривала і короткочасна міцність та пластичність) і корозійна стійкість відповідають серійному сплаву CM88Y-VI. Втомне руйнування лопаток за бази випробувань $2 \cdot 10^7$ циклів фіксували на рівні 220...280 МПа, що на 15...20% вище, ніж у виробках зі серійного сплаву.

Ключові слова: жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав, втомна міцність, лопатка, газотурбінний двигун.

Experimental studies of fatigue fracture of turbine blades of the second stage of a power gas turbine engine, made of the developed heat-resistant corrosion-resistant alloy, have been carried out. The new alloy, which additionally contains rhenium and tantalum (4.07 and 2.62 mass%, respectively), has high fatigue strength while maintaining ductility and corrosion resistance. The fracture of the investigated blades during endurance tests at a base load of $2 \cdot 10^7$ cycles occurred at the level of 220...280 MPa, which is 15...20% higher than in products made of CM88Y-VI serial alloy.

Keywords: heat-resistant corrosion-resistant nickel alloy, fatigue strength, blade, gas turbine engine.

Вступ. Оцінка міцності та довговічності основних вузлів і деталей серійного газотурбінного двигуна (ГТД) морського та промислового призначення ДН80 (виробник ДП НВКГ “Зоря”-“Машпроект”, Україна) та аналіз літературних даних показали, що їх ресурс залежить від надійності роботи лопаток турбіни [1–5]. Їх експлуатують в екстремальних умовах – в агресивних середовищах (корозивних, водневовмісних) за високих температур і статичних, циклічних та вібраційних навантажень [3–9]. Застосування лопаток з орієнтованою і моноструктурами у сучасному газотурбобудуванні уможливило підвищення робочої температури двигунів на 50...60°C і, як наслідок, економію палива. Покращують експлуатаційні характеристики ГТД насамперед розробленням нових композицій жароміцних сплавів, додаючи у склад елементи, які сприяють формуванню орієнтованої структури за відповідних температурно-швидкісних параметрів кристалізації [2–4, 8, 10, 11].

Однією з причин пошкодження лопаток турбіни під час роботи двигуна є утворення втомних тріщин на їх зовнішніх та внутрішніх поверхнях, у зонах дії

високих змінних навантажень. Витривалість лопаток змінюється за нанесення захисних шарів, тому для її визначення досліджують лопатки з покриттям [2–4, 10–12].

Мета роботи – дослідити втомну міцність лопаток турбіни другого ступеня енергетичного ГТД нової розробки (потужність 5000 MW, виробник ДП НВКГ “Зоря”-“Машпроект”, Україна), які виготовлено з розробленого жароміцного корозійностійкого сплаву.

Матеріали та методика випробувань. Досліджували новий матеріал [13, 14], отриманий легуванням жароміцного корозійностійкого сплаву типу ХН57КВІУТМБРЛ-ВІ ренієм і танталом, що забезпечило підвищення робочої температури, фазово-структурну стабільність за тривалої роботи (до 25000 h), стійкості до високотемпературної сольової корозії порівняно з використовуваним у промисловості серійним ливарним сплавом СМ88У [3, 5, 15, 16]. Первинний вилівок отримували вакуумно-індукційним переплавом чистих шихтових матеріалів із дослідного сплаву $Ni_{57}Cr_{13}Co_7W_7Re_4Ta_3Ti_2Al_3MoNb$ [13, 14] з таким хімічним складом (mass%): С – 0,038; Cr – 12,50; Со – 7,37; Мо – 1,20; Ti – 2,01; Al – 3,29; W – 6,6; Nb – 0,29; Та – 2,62; Re – 4,07; В – 0,01; Zr – 0,05; Si – 0,038; Р – 0,004; S – 0,003. Вміст елементів, згідно із патентом [13] (mass%): С – 0,04... 0,07; Cr – 12,3...13,2; Со – 6,8...7,5; Мо – 0,9...1,4; Ti – 1,8... 2,3; Al – 3,0...3,5; W – 6,0...6,6; Nb – 0,1...0,5; Та – 2,5...4,3; Re – 3,7...4,3; В – 0,01...0,16; Zr – 0,03; Si – 0,04...0,07; P ≤ 0,008; S ≤ 0,008.

Кількість основних компонентів сплавів та домішок визначали хімічним методом за стандартними методиками, мікролегувальні добавки контролювали хіміко-спектральним методом з відносною похибкою $\pm 0,001\%$. Для визначення локального хімічного складу дослідних зразків сплавів аналізували їх мікроструктуру за допомогою сканувального електронного мікроскопа JSM-35CF фірми “JEOL” (Японія). Його роздільна здатність – до 1,2 nm, а прискорювальна напруга – від 0,5 до 30 kV.

Вміст газів (кисню, азоту) та вуглецю і сірки в твердому металі визначали аналізаторами фірми “Leco” (США): RO-17, TN15, CS-144 відповідно. Межі вимірювання концентрації приладів за киснем і азотом становлять $2 \cdot 10^{-4}$, а за вуглецем і сіркою – $1 \cdot 10^{-3}$ mass%. За допустимого вмісту 0,005 mass% у сплаві виявили 0,0006 та 0,0003 mass% кисню і азоту відповідно. Для фосфору та сірки – 0,004 і 0,003 mass% за граничного значення 0,008 mass%.

Подальший переплав методом спрямованої кристалізації здійснювали в ливарному агрегаті VIM-25-175С (виробник “SECO-WARWICK”, Польща) для отримання орієнтованої дендритної структури у виливках. Установка має такі параметри: максимальна швидкість розливання – 15 kg/s; максимальні розміри керамічної форми для лиття з орієнтованою структурою – діаметр 200 mm, висота 400 mm. Температуру розплавлення металу контролювали зануреною термопарою і оптичним двоколірним пірометром (прилад типу Mikron, модель M-780). Час досягнення робочого вакууму $7 \cdot 10^{-2}$ Pa в камері до лиття після завантаження – 2 min [3, 16].

На механічні властивості, корозійну і водневу тривкість матеріалів суттєво впливають робоче середовище та структура, яка залежить від хімічного складу і режимів термічної обробки [2–6, 8–12, 15–22]. Для литих деталей газотурбінних двигунів з орієнтованою структурою (монокристалічною або орієнтовано кристалізованою) вибір режимів термічної обробки ускладнюється порівняно зі сплавами для полікристалічних рівновісних виливків. Це пов’язано з підвищеним вмістом вольфраму, танталу, ренію, які посилюють дендритну ліквідацію під час кристалізації та термічної обробки.

Із врахуванням експериментальних результатів та літературних джерел щодо температур та кінетики фазових перетворень [3, 15–22] термічну обробку дослідного сплаву виконували так: гомогенізація 1220°C, 4 h і витримка при 1210°C, 4 h, охолодження аргоном зі швидкістю 60...80°C/min до 1060°C, витримка 6 h, охолодження у вакуумі за залишкового тиску 0,133...0,00133 Pa до 870°C, старіння 20 h, охолодження до кімнатної температури в динамічному вакуумі не менш ніж 80 min. Термообробляли одержані зразки та виливки дослідних сплавів у вакуумній установці фірми “TAV” (Італія). Для забезпечення швидкості охолодження за термообробки піч обладнана вентилятором, який спрямовує інертний газ на кошик із термооброблюваними виливками.

Після термічної обробки на дослідні лопатки газоциркуляційним методом наносили подвійне захисне покриття складу Co–Cr–Al–Y, завтовшки 40...60 μm на установці У577 [3]. Мікроструктуру газоциркуляційного покриття вивчали за допомогою оптичного мікроскопа Neofot-3М.

Метод випробувань для визначення втомної міцності базується на навантаженні лопаток турбіни ГТД зі змінною амплітудою напружень згідно з ГОСТ РВ 2840-001-2008. Випробовували за коливання пера лопатки на сталому рівні змінних напружень до напрацювання необхідної базової кількості циклів і з подальшим поетапним перевантаженням лопатки на наступну амплітуду до напружень, за яких лопатка руйнується.

Обрані методом випадкової вибірки лопатки випробовували на витривалість за симетричного циклу напружень на спеціальному вібростенді УВЭ 10/5000 шляхом порушення резонансних механічних коливань за консольного кріплення лопаток за хвостовик (рис. 1, поз. 6). Вимірювали коливання периферійного (віддаленого від хвостовика) перерізу пера лопатки (поз. 8) за допомогою мікроскопа МПБ-3М з періодичністю 30 min.

База випробувань $2 \cdot 10^7$ cycles за змінного напруження від 200 до 280 МПа з кроком переходу 20 МПа.

Результати та їх обговорення. Випробовували виготовлені із нового жароміцного сплаву шість лопаток другого ступеня ГТД з покриттям, нанесеним газоциркуляційним методом. Результати випробувань (див. таблицю) показали високий рівень їх втомної міцності – 220...280 МПа за бази навантаження $2 \cdot 10^7$ cycles. Напруження руйнування і кількість циклів до руйнування фіксували за появою тріщин на поверхні лопаток, про що свідчила зміна частоти коливань. Більшість тріщин – тонкі, прямі, розташовані під кутом 45° до осі лопатки. На спеціальному обладнанні їх руйнували для фрактографічного аналізу поверхні зламів.

Візуальним оглядом ливарні дефекти у матеріалі лопаток в околі зламів не виявлені (рис. 2–5). Лопатка № 1 зруйнувалася в площині, перпендикулярній до осі лопатки, у прикореневому перерізі від вхідної крайки (рис. 1, поз. 1), лопатка № 3 – від вхідної крайки у радіусі переходу полиці замка (рис. 1, поз. 5, 7) у перо відколами по кристалографічних площинах. На зламах усіх лопаток помітні про-

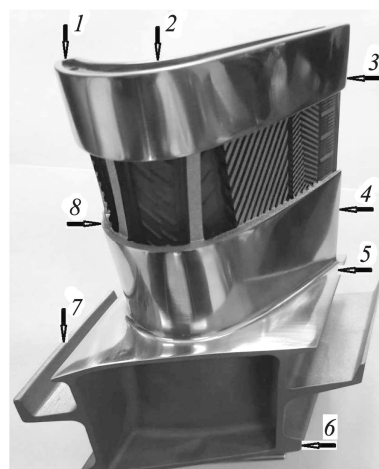


Рис. 1. Лопатка енергетичного ГТД ДН80: 1 – вхідна крайка; 2 – корито; 3 – вихідна крайка; 4 – спина; 5 – полиця замка; 6 – хвостовик; 7 – замок; 8 – перо.

Fig. 1. A blade of the power gas turbine engine (GTE) ДН80: 1 – leading edge; 2 – blade pressure surface; 3 – exit edge; 4 – suction side; 5 – fir-tree blade attachment; 6 – blade shank; 7 – blade foot; 8 – blade feather.

тяжні (“розмігті”) зони руйнування і відколи по площині (111). Лопатки № 4 і 5 зруйнувалися від вхідної крайки в радіусі переходу полиці замка у перо, частково – відколами по кристалографічних площинах (311), (200), (220) (рис. 3 і 4). Лопатка № 6 зруйнувалася аналогічно до лопатки № 1 у площині, перпендикулярній до осі лопатки, у прикореневому перерізі від вхідної крайки (рис. 2*d*). Руйнування лопатки № 4 від вхідної кромки в сторону корита (рис. 1, поз. 2) відбулося за радіусом переходу пера в полицю замка у площині, перпендикулярній до осі лопатки, а в бік спини (поз. 4) – у вигляді відколу по кристалографічній площині (111).

**Результати досліджень втомної міцності лопаток другого ступеня ГТД
на базі випробувань $2 \cdot 10^7$ cycles**

№ лопатки	Напруження, які відповідають базі випробувань	Руйнівне напруження	Кількість циклів до руйнування
	МПа		
1	200; 220; 240	260	$1,16 \cdot 10^6$
2	200; 220	240	$2,86 \cdot 10^6$
3	200; 220; 240; 260; 280	300	$5,20 \cdot 10^6$
4	200; 220; 240; 260	280	$3,15 \cdot 10^6$
5	200; 220; 240	260	$1,38 \cdot 10^6$
6	200; 220	240	$7,97 \cdot 10^6$

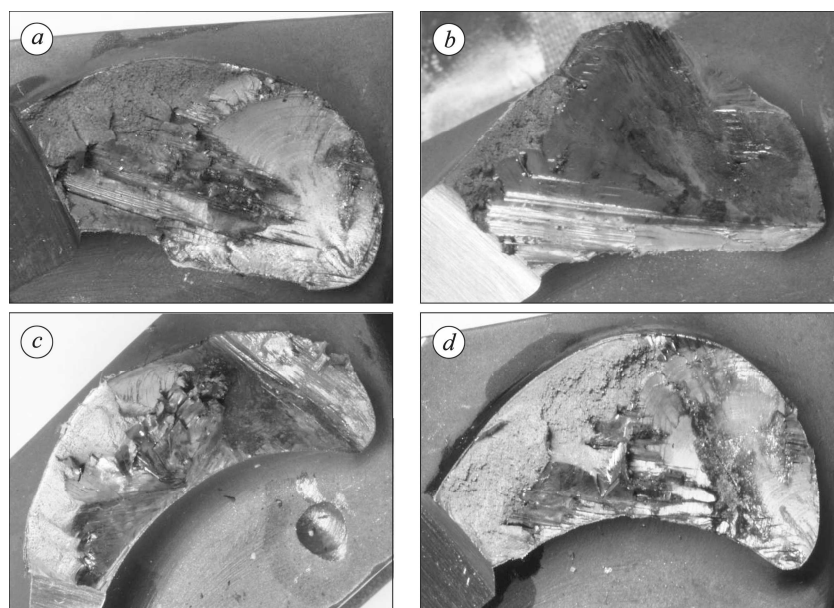


Рис. 2. Поверхня руйнування зламів лопаток ГТД по кристалографічних площинах (111): лопатка № 1 (а); лопатка № 2 (b); лопатка № 3 (c); лопатка № 6 (d).

Fig. 2. Fracture surface of GTE blades on crystallographic planes (111): blade № 1 (a); blade № 2 (b); blade № 3 (c); blade № 6 (d).

Руйнування лопатки № 2 ініціюється від вхідної кромки в сторону корита, розповсюджується по радіусу переходу пера в полицю замка у площині, перпендикулярній до осі лопатки, а в бік спинки – у вигляді відколу по кристалографічній площині (рис. 5).

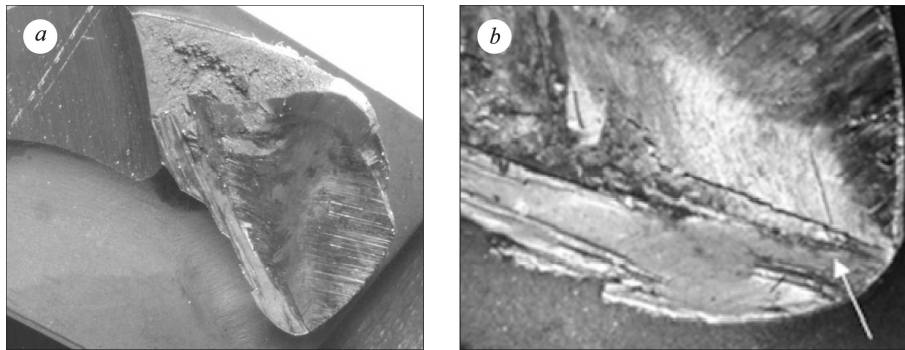


Рис. 3. Загальний вигляд поверхні зламів лопатки ГТД № 4 по кристалографічних площинах (311): (200) (a); (220) (b).

Fig. 3. General view of GTE blade №4 fracture surface on crystallographic planes (311): (200) (a); (220) (b).

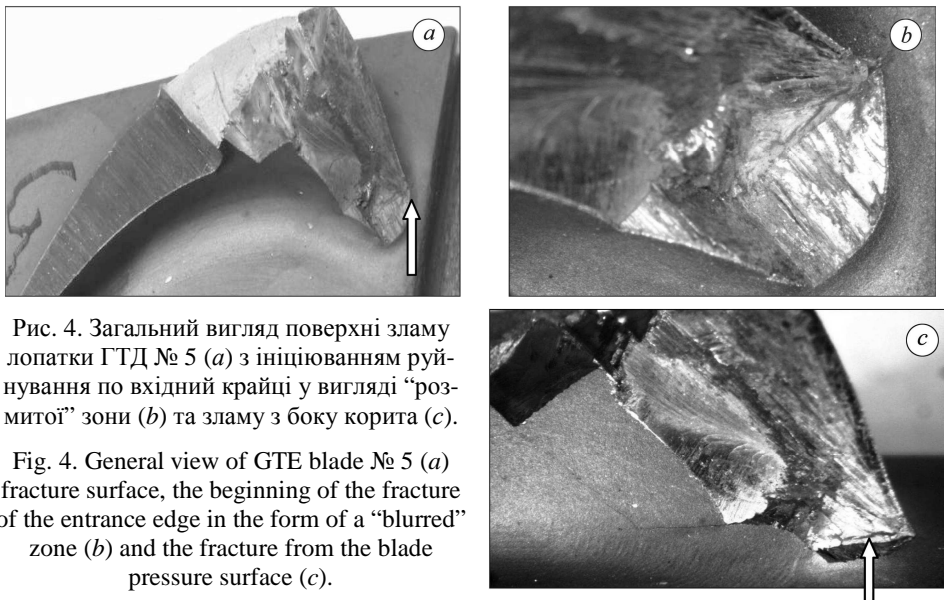


Рис. 4. Загальний вигляд поверхні зламу лопатки ГТД № 5 (a) з ініціюванням руйнування по вхідній крайці у вигляді "розмитої" зони (b) та зламу з боку корита (c).

Fig. 4. General view of GTE blade № 5 (a) fracture surface, the beginning of the fracture of the entrance edge in the form of a "blurred" zone (b) and the fracture from the blade pressure surface (c).

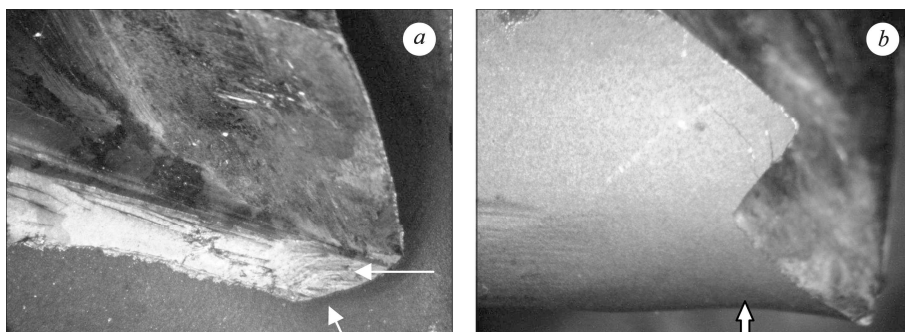


Рис. 5. Характер руйнування лопатки ГТД № 2: зародження руйнування пера лопатки з боку спинки (a) та з вхідної крайки (b) показано стрілками.

Fig. 5. Fracture of GTE blade № 2: the beginning of the fracture of the blade feather from the back (a) and from the input edge (b) indicated by an arrow.

Після травлення вирізаних для приготування шліфів з периферійної частини пера зразків зі всіх лопаток встановлено, що, згідно з результатами рентгеноструктурного аналізу, відхилення кристалографічного напрямку (001) від осі лопатки

не більше $4,5^\circ$. Мікроструктура основного металу трьох лопаток ідентична і задовольняє вимоги до матеріалів [1–6, 8–11, 23–25]. Завдяки правильно обраному режиму термічної обробки у лопатках усунуто неоднорідність розподілу часток зміцнювальної фази. У міжвісному просторі евтектичної γ - γ' -фази не спостерігаємо (рис. 6). Також у досліджених перерізах не виявлено ливарних дефектів – піщаних каверн та пор.

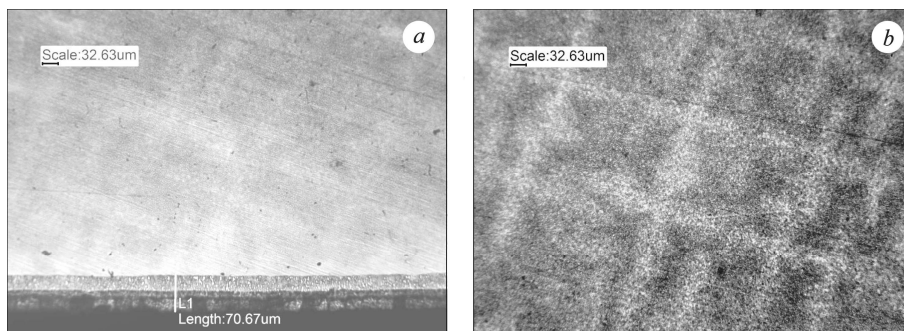


Рис. 6. Мікроструктура перерізів лопатки: край (a), середня частина (b).

Fig. 6. Microstructure of the blade cross-section: edge (a), middle part (b).

Мікротвердість покриття задовільна – $H_\mu = 5113$. У покритті спостерігаємо широку стовпчасту дифузійну зону, завтовшки до $40 \mu\text{m}$ (рис. 7).

Таким чином, досліджені лопатки за випробувань на втомну витривалість зруйнувались у прикореневому перерізі пера поблизу радіуса переходу в полицю замка від вхідної крайки. Біля вихідної крайки (див. рис. 1, поз. 3) тріщин не спостерігали. Ливарних дефектів у зламах після долому не виявлено. Макроструктура пера лопаток – монокристалічна, кут відхилення напрямку (001) від осі лопатки не перевищує $4,5^\circ$ за гранично допустимих значень до 20° .

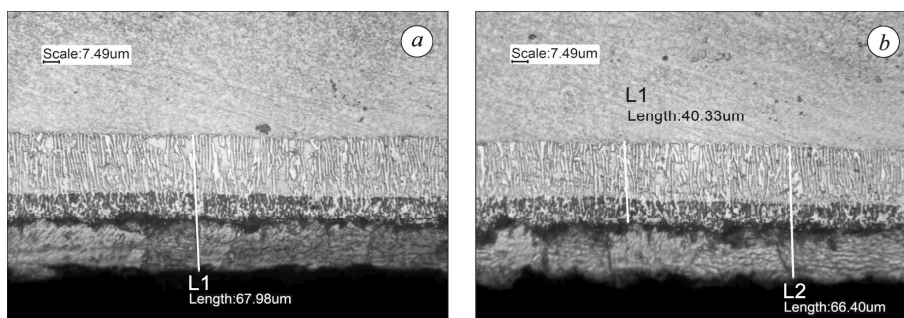


Рис. 7. Мікроструктура газоциркуляційного покриття на лопатках ГТД: край (a), середня частина (b).

Fig. 7. Microstructure of gas circulation coating on GTE blades: edge (a), middle part (b).

Дослідження механічних характеристик і корозійної тривкості нового сплаву [3, 13, 15] та втомної міцності виготовлених із нього лопаток показали його переваги над серійним сплавом CM88Y-VI та дають можливість його рекомендувати для робочих лопаток першого і другого ступеня ГТД. Враховуючи перспективи розвитку водневого газотурбобудування [25–27] слід відзначити і високу водневу тривкість монокристалічних литих нікелькобальтових сплавів [5, 19].

ВИСНОВКИ

Втомне руйнування лопаток турбіни другого ступеня ГТД UGT5000 (виробник ДП НВКГ “Зоря”-“Машпроект”) з нанесеним газоциркуляційним методом подвійним захисним покриттям складу Co–Cr–Al–Y завтовшки $40\text{...}60 \mu\text{m}$ зде-

більшого відбувається за радіусом переходу пера в полицю замка у площині, перпендикулярній до осі лопатки. Високий рівень втомної міцності лопаток турбіни – 220...280 МПа за бази навантаження $2 \cdot 10^7$ cycles – забезпечується формуванням орієнтованої монокристалічної дендритної структури і введенням у новий жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ренію і танталу. Перспективи досліджень у цьому напрямку пов'язані з моделюванням випробувань за умов тривалої експлуатації лопаток в екстремальних режимах на вході турбіни (навантажених згинном і крутним моментом) у воденьвмісних середовищах.

1. *Small-scale specimen testing for fatigue life assessment of service-exposed industrial gas turbine blades* / D. Hollander, D. Kulawinski, A. Weidner, M. Thiele, and U. Gampe // *Int. J. of Fatig.* – 2016. – **92**. – P. 262–271.
2. *Allison engine testing CMSX-4 single crystal turbine blades and vanes* / P. S. Burkholder, M. S. Thomas, D. J. Frasier, J. R. Whetstone, K. Harris, G. L. Erickson, S. L. Sikkenga, and J. M. Eridon // *Proc. of the 3rd National Conf. “Materials Engineering in Turbines and Compressors”*, 25–27 April 1995. – Newcastle, 1995. – P. 1–16.
3. *Квасницька Ю. Г. Повышение эксплуатационных характеристик рабочих лопаток турбин современных промышленных газотурбинных двигателей* // *Металл и литье Украины*. – 2015. – № 8. – С. 29–31.
4. *Failure analysis and materials development of gas turbine blades* / B. Swain, P. Mallick, S. Patel, R. Roshana, S. S. Mohapatra, S. Bhuyan, M. Priyadarshini, B. Behera, S. Samal, and A. Behera // *Materials Today: Proc.* – 2020. – **33**, Part 8. – P. 5143–5146.
5. *Corrosion and hydrogen resistance of heat resistance blade nickel-cobalt alloys* / O. I. Balits'kyi, Yu. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevych, H. P. Mialnitsa // *Materials Science*. – 2018. – **54**, № 2. – P. 230–239.
(*Корозійна та воднева тривкість жароміцних лопаткових нікелькобальтових сплавів* / О. І. Балицький, Ю. Г. Квасницька, Л. М. Іваськевич, Г. П. Мьяльниця // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2018. – **54**, № 2. – С. 89–97.)
6. *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.
(*Ткачов В. І., Іваськевич Л. М., Левіна І. М. Особливості водневої деградації нікелевого жароміцного сплаву* // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 1997. – **33**, № 4. – С. 115–120.)
7. *Syrotyuk A. M. and Dmytrakh I. M. Methods for the evaluation of fracture and strength of pipeline steels and structures under the action of working media. Part II: Influence of hydrogen-containing media* // *Materials Science*. – 2015. – **50**, № 4. – P. 475–87.
(*Сиротюк А. М., Дмитрах І. М. Методи оцінювання руйнування та міцності трубопровідних сталей та конструкцій за дії робочих середовищ. Ч. 2. Вплив чинника водню* // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2014. – **50**, № 4. – С. 7–17.)
8. *Erickson G. L. Superalloys resist hot corrosion and oxidation* // *Adv. Mat. and Processes*. – 1997. – № 3. – P. 27–30.
9. *Hydrogen and corrosion resistance of Ni–Co superalloys for gas turbine engines blades* / A. I. Balitskii, Y. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevych, and H. P. Mialnitsa // *Archiv. of Mat. Sci. and Eng.* – 2018. – **91**, № 1. – P. 5–14.
10. *Corrosion-fatigue failure of gas-turbine blades in an oil and gas production plant* / M. Rajabinezhad, A. Bahrami, M. Mousavinia, S. J. Seyedi, and P. Taheri // *Materials*. – 2020. – **13**, № 4. – 900. – 8 p.
11. *Process modeling of grain selection during solidification of single crystal superalloy castings* / P. Carter, D. C. Cox, C. A. Gaudin, and R. C. Reed // *Mat. Sci. and Eng.* – 2000. – **A280**. – P. 233–246.
12. *Sahith M. S., Giridhara G., and Kumar R. S. Development and analysis of thermal barrier coatings on gas turbine blades – A Review* // *Materials Today: Proc.* – 2018. – **5**, №1. – Part 3. – P. 2746–2751.
13. *Патент 110529 UA C22C 19/05, C22C 19/03, C22C 19/00. Жароміцний корозійностійкий сплав на нікелевій основі для лопаток газотурбінних двигунів* / Ю. Г. Квасницька, О. В. Клясс, В. А. Крещенко, Г. П. Мьяльниця, І. І. Максютя, О. Й. Ушинський. – Опубл. 12.01.2016; Бюл. № 1.
14. *Espaceonet EP2921244 (A1) – 2015-09-23, also published as CN104907541 (A), PL222793 (B1), PL407518 (A1), RU2015108363(A), RU2606817 (C2), classification B22D27/04,*

- B22D25/045. Method of the directional solidification of the castings of gas turbine blades and a device for producing the castings of gas turbine blades of the directional solidified and monocrystalline structure / A. Wiechczynski, M. Lisiewicz, J. Kwasnicka, W. Kostrica. Application number EP 2015000675, 6.03.2015. Priority PL/13.03.14.
<https://worldwide.espacenet.com/patent/search/family/053175226/publication/EP2921244A1?q=pn%3DEP2921244A1%3F>
15. *High-temperature salt corrosion of a heat-resistant nickel alloy* / Y. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevych, O. I. Balytskyi, I. I. Maksyuta, H. P. Myalnitsa // *Materials Science*. – 2020. – **56**, № 3. – P. 432–440.
 (Високотемпературна сольова корозія нікелевого жароміцного сплаву / Ю. Г. Квасницька, Л. М. Іваськевич, О. І. Балицький, І. І. Максютя, Г. П. Мьяльниця // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2020. – **56**, № 3. – С. 133–141.)
 16. *Wahl J. B. and Harris K. CMSX-4 plus single alloy development, characterization and application development* // *Superalloys 2016: Proc. of the 13th Int. Symp. on Superalloys*, TMS (the Minerals, Metals&Materials Society). – Seven Springs, Pennsylvania, 2016. – P. 25–33.
 17. *Glotka A. A. and Gaiduk S. V. Distribution of alloying elements in the structure of heat-resistant nickel alloys in secondary carbides* // *J. of Appl. Spectroscopy*. – 2020. – **87**, № 5. – P. 812–819.
 18. *Балицький О. І., Іваськевич Л. М. Оцінювання водневої крихкості високолегованих хромонікелевих сталей та сплавів у водні за високих тисків і температур* // *Проблеми прочності*. – 2018. – **50**, № 6. – С. 64–72.
 (Balitskii A. I., Ivaskevich L. M. Assessment of hydrogen embrittlement in high-alloy chromium-nickel steels and alloys in hydrogen at high pressures and temperatures // *Strength of Materials*. – 2018. – **50**, № 6. – P. 880–887.)
 19. *Структурные и фазовые превращения в монокристаллическом никелевом сплаве, легированном рением и рутением, в условиях испытаний на длительную прочность* / В. П. Кузнецов, В. П. Лесников, И. П. Конакова, Н. А. Попов, Ю. Г. Квасницкая // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – **57**, № 8. – С. 55–59.
 (Structural and phase transformations in single-crystal rhenium- and ruthenium-alloyed nickel alloy under testing for long-term strength / V. P. Kuznetsov, V. P. Lesnikov, I. P. Konakova, N. A. Popov, and Y. G. Kvasnitskaya // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2015. – **57**. – P. 503–506.)
 20. *Influence of high pressure and high temperature hydrogen on fracture toughness of Ni-containing steels and alloys* / A. Balitskii, L. Ivaskevich, V. Mochulskyi, J. Elias, and O. Skolozdra // *Archive of Mech. Eng.* – 2014. – **61**, № 1. – P. 129–138.
 21. *Performance evaluation of a natural and synthetic compound as corrosion inhibitors of API 5L X52 steel in hydrochloric acid media* / M. A. Benghalia, C. Faces, A. Khadraoui, M. H. Meliani, I. B. Obot, A. Sorrou, I. M. Dmytrakh, and Z. Azari // *Moroccan J. of Chem.* – 2018. – **6**, № 1. – P. 51–61.
 22. *Hlotka A. A. and Haiduk S. V. Prediction of the thermodynamic processes of phase separation in single-crystal refractory alloys based on nickel* // *Materials Science*. – 2020. – **55**, № 6. – P. 878–883.
 (Глотка О. А., Гайдук С. В. Прогнозування термодинамічних процесів виділення фаз у монокристалічних жароміцних нікелевих сплавах // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2019. – **55**, № 6. – С. 91–95.)
 23. *Peng J. Q., Zhang H. T., and Li Y. F. Review of blade materials for IGT* // *Proc. Eng.* – 2015. – **130**. – P. 668–675.
 24. *Nasir A., Mohammed A., and Jiya J. Y. Gas Turbine Engine: Design, Application and Performance Analysis* / Eds.: L. Gelman, H. Kim // In: *Ao SI, Transact. on Eng. Techn., WCE-2018*. – Singapore: Springer, 2019. – P. 115–126.
 25. *Ed Bancalari, Chan P., and Diakunchak I. S. Advances hydrogen turbine development* // *Proc. of 24th Annual Int. Pittsburgh Coal Conf.* – University of Pittsburgh, 2007. – P. 1–16.
 26. *Ivaskevych L. M. The influence of alloying with cobalt and hafnium on hydrogen resistance on refractory nickel alloy* // *Materials Science*. – 2019. – **55**, № 5. – P. 109–114.
 (Іваськевич Л. М. Вплив легування кобальтом і гафнієм на корозійну та водневу тривкість жароміцного нікелевого сплаву // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2019. – **55**, № 5. – С. 109–114.)
 27. *Balitskii A. Hydrogen assisted crack initiation and propagation in nickel-cobalt heat resistant superalloys* // *Proc. Struct. Integrity*. – 2019. – **16**. – P. 134–140.

Одержано 16.11.2020