

УДК 620.178.4: 669.14.018

СТРУКТУРНО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

Ю. Г. КВАСНИЦЬКА¹, Л. М. ІВАСЬКЕВИЧ², О. І. БАЛИЦЬКИЙ^{2, 3},
К. Г. КВАСНИЦЬКА¹, Г. П. МЯЛЬНИЦА⁴

¹ Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ;

² Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

³ Західнопоморський технологічний університет у Щецині, Польща;

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

Досліджено вплив структури на фізико-механічні властивості легованого ренієм і танталом (4,07 і 2,62 mass% відповідно) жароміцного корозійнотривкого сплаву. Оптимізуванням режиму термічної обробки досягнуто однорідної дисперсної мікроструктури з повним розчиненням γ - γ' -евтектики та високою об'ємною часткою зміцнювальної γ' -фази у матричному твердому розчині γ -фази. Експериментально встановлено, що фізико-механічні властивості і тривала міцність нового сплаву відповідають експлуатаційним вимогам до робочих лопаток турбіни сучасного газотурбінного двигуна енергетичного призначення.

Ключові слова: жароміцний корозійнотривкий нікелевий сплав, термічна обробка, лопатка турбіни, тривала міцність.

The influence of the structure on the physicochemical properties of a new heat-resistant corrosion-resistant alloy doped with rhenium and tantalum has been studied. The optimal heat treatment mode is determined, which forms a homogeneous, dispersed microstructure with a high volume fraction of the strengthening γ' -phase in the matrix solid solution of the γ -phase and complete dissolution of the γ - γ' -eutectic. Experimental studies of the samples after the specified heat treatment show that the physicochemical properties and long-term strength of the new alloy meets the operational requirements of the turbine blades of a gas turbine engine for energy purposes.

Keywords: heat-resistant corrosion-resistant nickel alloy, heat treatment, turbine blade, long-term strength.

Вступ. Один зі шляхів підвищення експлуатаційних характеристик лопаток газотурбінних двигунів (ГТД) – модифікація жароміцних сплавів введенням до їх складу тугоплавких елементів [1–7]. Для робочих лопаток першого та другого ступенів турбіни розроблено жароміцний корозійнотривкий сплав на нікелевій основі, додатково легований ренієм і танталом, які знижують швидкість дифузійних процесів [7–11]. Однак на сьогодні відсутня інформація про конкретні термокінетичні параметри його гомогенізації та старіння.

Вибрати режими термічної обробки литих деталей ГТД з орієнтованою структурою (монокристалічною або закристалізованою) складніше, ніж для полікристалічних рівновісних виливків [11–13]. Це пов'язано з підвищенням вмістом W, Ta і Re, які посилюють дендритну ліквідацію під час кристалізації та термічної обробки. Водночас у сплавах з монокристалічною структурою суттєво зменшено вміст C, B, Zr, Hf, які знижують температуру солідусу. Тому перший етап термооброблення (гомогенізацію) необхідно виконувати у межах контрольованого

Контактна особа: О. І. БАЛИЦЬКИЙ, e-mail: balitski@ipm.lviv.ua

інтервалу температур $\Delta T = T_S - T_{f.d.}$ (T_S – температура солідусу, $T_{f.d.}$ – температура повного розчинення γ' -фази). Правильніше цей інтервал визначати як різницю між температурою локального плавлення евтектики γ - γ' та температурою $T_{f.d.}$ [1, 11–14]. Згідно з літературними даними [1, 3, 11, 12] та результатами власних досліджень [4, 5–9, 13, 14] така морфологія найсприятливіша для гальмування процесів повзучості.

Нижче встановлено фазово-структурні (ступінь регулярності структури, морфологію та кількість зміцнювальних інтерметалідних і карбідних фаз) та експлуатаційні характеристики дослідних зразків термообробленого сплаву.

Матеріали та методика випробувань. Хімічний склад додатково легованого ренієм і танталом експериментального жароміцного корозійнотривкого сплаву [7] та використовуваного у промисловості серійного ливарного CM88Y [5–9] наведено у табл. 1. Останній містить по 0,3 mass% Hf і Y.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваного сплаву (mass%)

Сплав	C	Cr	Co	Mo	Ti	Al	W	Nb	Ta	Re	B	Zr	Si
Дослідний	0,038	12,5	7,37	1,2	2,01	3,29	6,6	0,29	2,62	4,07	0,01	0,05	0,038
CM88Y	0,07	15,6	11	2	4,2	3,8	5,9	0,2	–	–	0,07	0,05	0,04

Сплав виплавляли з первинної шихти на ливарному агрегаті УППФ-3М. Орієнтовано кристалізовані дослідні зразки отримали на вертикальній ливарній установці VIM-25-175C фірми “SECO-WARWICK” [14] з такими параметрами: максимальна швидкість розливання 15 kg/s; керамічна форма діаметром 200 mm та висотою 400 mm. Вакуум ($7 \cdot 10^{-2}$ Pa) у камері досягали за 2 min після завантаження шихти. Температуру контролювали п'ятьма вольфрамо-ренієвими термопарами та оптичним пірометром типу Mikron M-780. Якісну орієнтовану структуру одержали за локальної швидкості охолодження на фронті кристалізації 15...26°C/min.

Для виявлення структури сплаву використали реактив Марбле (4 g CuSO₄, 20 ml HCl, 20 ml води), а σ -фази – реактив такого складу: 5 g FeCl₃, 50 ml HCl, 100 ml C₂H₅ OH. Інтерметалідну та карбідну фази диференціювали підігрітим розчином Мураками: 10 g K₃Fe[CN]₆, 10 g KOH, 50 ml води. Морфологію частинок σ -фази і карбідів, характер їх розподілу вивчали на електронному мікроскопі EVO-40XVP на вугільних репліках за стандартними методиками. Для фазового аналізу сплавів та визначення параметрів кристалічних решіток фаз застосовували установку ДРОН-3М (CuK _{α} -випромінювання, $\lambda_{CuK\alpha} = 0,154187$ nm). Розподіл легувальних елементів між фазами вивчали за допомогою мікроаналізатора та рентгенівського спектрометра INCA Energy-350 фірми “Oxford Instruments”. Площа сканування 200×100 μ m за збільшення від 400 до 4000 разів.

Використовуючи високоточний синхронний термічний аналізатор STA 449F1 фірми “NETZSCH”, визначили основні температури фазових перетворень дослідного сплаву: $T_S \sim 1320^\circ\text{C}$; $T_L \sim 1370^\circ\text{C}$; $T_{f.d.} \sim 1165^\circ\text{C}$. Похибка замірів $\pm 1,5^\circ\text{C}$. Зразки та вилівки термічно обробляли у вакуумній установці фірми “TAV”.

Обрали два режими термічної обробки. Перший – гомогенізація 1220°C, витримка 4 h, охолодження аргоном зі швидкістю 60...80°C/min; витримка 6 h за 1050°C, охолодження у вакуумі за залишкового тиску 0,133...0,00133 Pa; 870°C, 20 h, охолодження до кімнатної температури у динамічному вакуумі не менш ніж 80 min. Під час другого тривалість гомогенізації збільшували до 6 h.

Короткочасну та тривалу міцність сплавів встановлювали на стандартних циліндричних зразках з робочими частинами діаметром 5 та 10 mm відповідно і

довжиною 25 mm при 20; 600 і 900°C [15]. Після механічних випробувань визначали кристалографічну орієнтацію, макро- і мікроструктуру на голівці та у робочій зоні поблизу зламу на поперечних шліфах, а також характер руйнування, використовуючи результати комп'ютерного аналізу [16, 17]. Вигляд зразків та їх макроструктуру після випробувань ілюструє рис. 1.

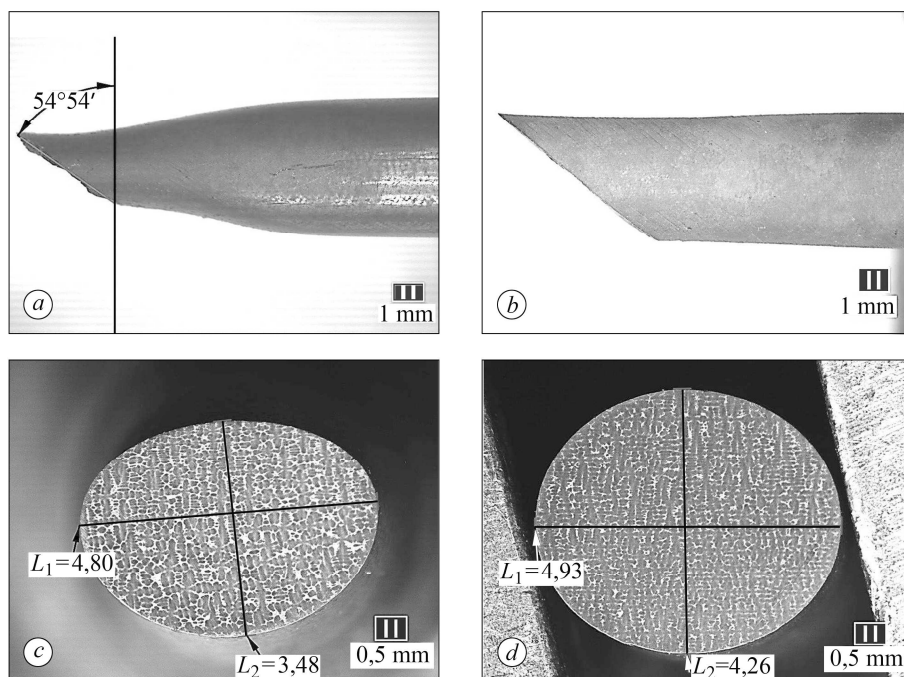


Рис. 1. Вигляд зразків (a, b) та їх макроструктура (c, d) після випробувань на короточасну (a, c) і тривалу (b, d) міцність.

Fig. 1. A view of samples (a, b) and their macrostructure (c, d) after tests for short-term (a, c) and long-term (b, d) strength.

Результати досліджень. Фізико-механічні властивості жароміцного корозійнотривкого сплаву, легованого ренієм і танталом. Механічні властивості майже всіх зразків термообробленого за режимами № 1 і 2 експериментального сплаву за випробувань на короточасну міцність (табл. 2) відповідають вимогам технічної документації для матеріалів лопаток [6, 8]. Через пористість зменшилось відносне видовження для зразка № 3.

Після механічних випробувань (табл. 2) визначали кристалографічну орієнтацію (КГО) кожного зразка: кут α відхилення від орієнтації [001] і напівширину рефлексу $\Delta\alpha$, яка характеризує ступінь досконалості монокристалів. Максимальне значення кута α не перевищує 10°. Макроструктура зразків у поперечному перерізі на голівці і в їх робочій зоні монокристалічна і притаманна плоскому фронту росту кристалів за наявності градієнта температур в осьовому напрямку і без – у поперечному. Параметр λ дендритних комірок – відстань між рядами осей першого порядку – становив від 0,2 до 0,4 mm.

Тривала міцність за робочої температури лопаток (табл. 3) вища, ніж нормативна [6, 8]. Всі зразки під час таких випробувань руйнувались однаково. Тріщини утворювались всередині міждендритних областей у площині, перпендикулярній до напрямку прикладеного навантаження (осі зразка). Злам мав дендритний характер (рис. 2b).

Таблиця 2. Механічні властивості і параметри структури нікелевого сплаву

Температура випробувань, °С	Режими термооброблення	№ зразка	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	КГО, α_0	λ , mm
			МПа		%			
20	1	1	1173	880	16	12,0	4,40	0,30
	2	2	1212	912	12	10,5	2,15	0,30
600	1	3	942	745	8,8	12,7	3,28	0,30
	2	4	1005	706	16	17,8	9,24	0,30
900	1	5	879	683	24	42,2	6,30	0,30
	2	6	880	673	19,2	42,2	8,60	0,30

Таблиця 3. Тривала міцність дослідного сплаву

Режими термообробки	Температура в печі, °С	№ зразка	τ , h	δ	ψ	λ , mm
				%		
$T_{\text{tests}} = 900^\circ\text{C}, \sigma_{LT} = 350 \text{ МПа}$						
№ 1	903	8	176	17,0	29,5	0,20
	897	9	199	16,4	29,2	0,20
№ 2	902	17	12040	14,7	29,4	0,30
	905	18	11540	17,7	28,9	0,25
$T_{\text{tests}} = 900^\circ\text{C}, \sigma_{LT} = 330 \text{ МПа}$						
№ 1	891	10	18920	15,7	29,5	0,30
	906	11	229	17,5	31,0	0,30
	887	12	232	20,0	29,0	0,30
№ 2	901	19	175	15,7	26,0	0,25
	898	20	22820	22,6	29,4	0,30
	900	21	17945	14,0	33,0	0,25
$T_{\text{tests}} = 900^\circ\text{C}, \sigma_{LT} = 320 \text{ МПа}$						
№ 1	905	13	24720	17,5	38,8	0,30
	903	15	23730	17,2	37,5	0,38

У мікροструктурі жароміцного нікелевого сплаву після термічної обробки за режимами № 1 і 2 виявили рівномірне виділення зміцнювальної γ' -фази і розчинення значної частки γ - γ' -евтектики (рис. 3). Перед термообробленням її об'ємна частка складала 2,5...3%, а після – 1,5...2%, до того ж середній діаметр “острівців” евтектики зменшився до 15...20 μm . Водночас збільшилась об'ємна частка дисперсної γ' -фази, виникнення якої супроводжувалось подрібненням її частинок до 0,2...0,5 μm . Виділення мають кубічну форму і групуються в кластери. Середній їх розмір 0,4...0,45 μm . Не виявлено суттєвих відмінностей у структурі сплаву після оброблення за вказаними режимами.

Таким чином, гомогенізація ($T = 1220 \pm 10^\circ\text{C}$, витримка 4 h, охолодження аргонном зі швидкістю 60...80 $^\circ\text{C}/\text{min}$) ефективно знижує параметри дендритної комірки, зменшує рівень ліквідаційної неоднорідності сплаву, сприяє подрібненню сегрегацій нерівновісної евтектичної γ - γ' -фази, призводить до розчинення пер-

винної та виділення диспергованішої рівномірно розподіленої вторинної зміцнювальної кубічної γ' -фази. Оскільки властивості та структура сплавів, термооброблених за різними режимами, суттєво не відрізняються, то за показниками економічності рекомендована гомогенізація 4 h.

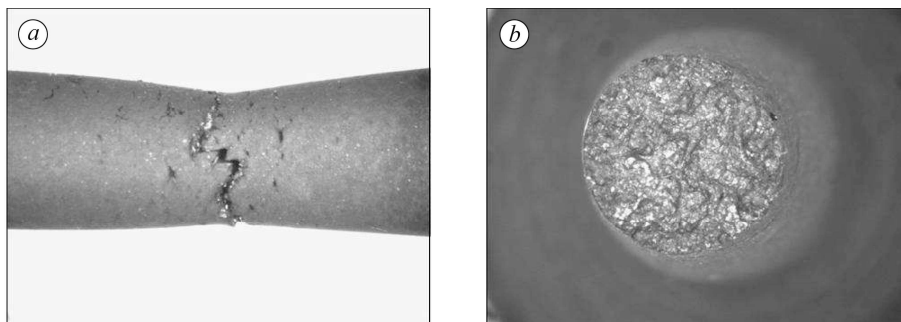


Рис. 2. Злами зразка № 15 після випробування на тривалу міцність:
a – $\times 6,3$; *b* – $\times 10$.

Fig. 2. Fractures of sample № 15 after long-term strength test:
a – $\times 6.3$; *b* – $\times 10$.

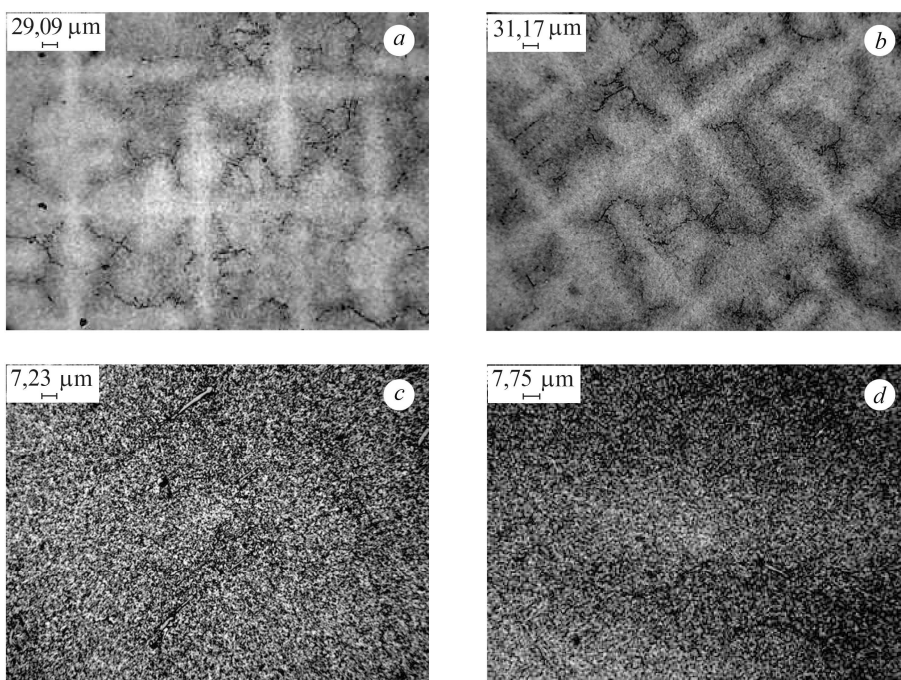


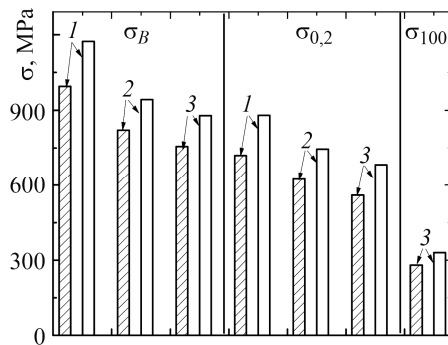
Рис. 3. Мікроструктура жароміцного нікелевого сплаву після термооброблення за режимами № 1 (*a, c*) і 2 (*b, d*).

Fig. 3. Microstructure of heat-resistant nickel alloy after heat treatment according to modes № 1 (*a, c*) and 2 (*b, d*).

Порівнюючи механічні властивості модифікованого і промислового сплаву CM88Y [5–9], виявили, що короточасна і тривала міцність експериментального вища у середньому на 15...20% (рис. 4).

Рис. 4. Границі міцності σ_B та текучості $\sigma_{0,2}$, а також тривала міцність σ_{100} промислового CM88Y (заштриховані стовпчики) і експериментального (світлі) сплавів за температур 20 (1); 600 (2) і 900°C (3).

Fig. 4. The ultimate tensile strength σ_B , yield strength $\sigma_{0,2}$ and long-term strength σ_{100} of industrial CM88Y (shaded columns) and experimental (light columns) alloys at temperatures of 20 (1); 600 (2) and 900°C (3).



ВИСНОВКИ

Визначено оптимальний режим термічної обробки експериментального жароміцного сплаву (гомогенізація 4 h при $1220 \pm 10^\circ\text{C}$; старіння 4 h при 1050°C ; 20 h при 870°C , охолодження після кожної стадії термооброблення у повітрі), який сприяє розчиненню γ - γ' -евтектики. Зокрема, до термооброблення її об'ємна частка складала 2,5...3%, а після – 1,5...2%, середній діаметр “острівців” евтектики зменшився до 15...20 μm . Водночас збільшилась об'ємна частка дисперсної γ' -фази з подрібненими до 0,2...0,5 μm частинками. Встановлено, що короткочасна і тривала міцність експериментального сплаву вища, ніж промислового CM88Y, у середньому на 15...20%. Досягнутий рівень експлуатаційних характеристик відповідає вимогам технічної документації до матеріалів лопаток газотурбінних двигунів.

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 Fatigue*. – 2016. – **92**. – P. 262–271.
2. *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.
3. *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.
4. *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 терм. обработка металлов*. – 2015. – № 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**, № 7–8. – P. 503–506.)
5. *Hydrogen and corrosion resistance of Ni–Co superalloys for gasturbine engines blades* / A. I. Balitskii, Y. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevich, and H. P. Mialnitsa // *Archives of Mater. Sci. and Eng.* – 2018. – **91**, Is. 1. – P. 5–14. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0012.1380>
6. *Corrosion and hydrogen resistance of heatproof blade nickel-cobalt alloys* / O. I. Balytskyi, Yu. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevych, and H. P. Mialnitsa // *Materials Science*. – 2018. – **54**, № 2. – P. 289–294. <https://doi.org/10.1007/s11003-018-0178-z>.
7. *Патент України на винахід № 110529. Жароміцний корозійностійкий сплав на нікелевій основі для лопаток газотурбінних двигунів* / Ю. Г. Квасницкая, О. В. Клясс, В. А. Крещенко, Г. П. Мьяльница, И. И. Максьюта, О. Й. Шинський. – Опубл. 12.01.2016; Бюл. № 1.
8. *High-temperature salt corrosion of a heat-resistant nickel alloy* / Yu. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevych, O. I. Balytskyi, I. I. Maksyuta, and H. P. Myalnitsa // *Materials Science*. – 2020. – **56**, № 3. – P. 432–440. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00447-5>.

9. *Втомне руйнування лопаток турбіни газотурбінного двигуна з нового жароміцного нікелевого сплаву* / О. І. Балицький, Ю. Г. Квасницька, Л. М. Іваськевич, Г. П. Мьяльниці, К. Г. Квасницька // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2021. – **57**, № 4. – С. 39–46.
10. *Особливості термооброблення жароміцного нікелевого сплаву з орієнтованою структурою* / І. І. Максютя, Ю. Г. Квасницька, О. В. Михнян, О. В. Нейма // *Металознавство та обробка металів*. – 2013. – № 4. – С. 59–63.
11. *Unveiling the Re effect in Ni-based single crystal superalloys* / X. Wu, S. K. Makineni, C. H. Liebscher, G. Dehm, and J. R. Mianroodi // *Nature communications*. – 2020. – 11:389. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-14062-9>
12. *Numerical and Experimental Analyses of the Effect of Heat Treatments on the Phase Stability of Inconel 792* / M. M. Cueto-Rodriguez, E. O. Avila-Davila, V. M. Lopez-Hirata, M. L. Saucedo-Muñoz, L. M. Palacios-Pineda, L. G. Trapaga-Martinez and J. M. Alvarado-Orozco // *Adv. in Mat. Sci. and Eng.* – 2018. <https://doi.org/10.1155/2018/4535732>.
13. *The high- and low-cycle fatigue behaviour of Ni-contain steels and Ni-alloys in high pressure hydrogen* / A. Balitskii, V. Vytvytskyi, L. Ivaskevich, and J. Elias // *Int. J. Fatigue*. – 2012. – **39**. – P. 32–37. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.05.01>.
14. *Espacenet EP2921244A1. 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, and W. Kostrica. – Application number EP 20150000675, 6.03.2015. Priority PL/13.03.14.
15. *Высокотемпературные испытания на растяжение в газообразных средах высоких давлений* / Г. Г. Максимович, О. Н. Возничак, И. Ю. Третьяк, В. И. Холодный, В. И. Белов, Л. М. Иваськевич // *Проблемы прочности*. – 1984. – № 9. – С. 97–99.
(*High-temperature tensile tests in gaseous high-pressure media* / G. G. Maksimovich, O. N. Voznychak, I. Yu. Tretyak, V. I. Kholodnyi, V. I. Belov, and L. M. Ivas'kevich / *Problemy Prochnosti*. – 1984. – 9 (183). – P. 97–99.)
16. *Computer analysis of characteristic elements of fractographic images* / R. Ya. Kosarevych, O. Z. Student, L. M. Svirs'ka, B. P. Rusyn, and H. M. Nykyforchyn // *Materials Science*. – 2012. – **48**, № 4. – P. 474–481. <https://doi.org/10.1007/s11003-013-9527-0>.
17. *Method for the assessment of the serviceability and fracture hazard for structural elements with cracklike defects* / V. V. Panasyuk, I. M. Dmytrakh, L. Toth, O. L. Bilyy, and A. M. Syrotyuk // *Materials Science*. – 2013. – **49**, № 5. – P. 565–576. <https://doi.org/10.1007/s11003-014-9650-6>.

Одержано 14.04.2021