

УДК 620.178.4: 669.14.018

ОЦІНЮВАННЯ ГРАНИЦІ ВИТРИВАЛОСТІ ОХОЛОДЖУВАНИХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ ІЗ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ

Ю. Г. КВАСНИЦЬКА¹, Л. М. ІВАСЬКЕВИЧ², О. І. БАЛИЦЬКИЙ²,
Г. П. МЯЛЬНИЦА³, К. Г. КВАСНИЦЬКА¹

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

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

³ ДП Науково-виробничий комплекс газотурбобудування “Зоря”–“Машпроект”, Миколаїв

Визначено характеристики втомного руйнування робочих лопаток першого ступеня турбіни високого тиску енергетичного газотурбінного двигуна. Експериментально досліджено лопатки, одержані за вдосконаленою технологією, зі сплаву CM88Y, який використовують у серійному виробництві газотурбінних установок. Лопатки витримали базу випробувань $1 \cdot 10^7$ cycles на рівні напруження 200...240 МПа. Встановлена границя витривалості відповідає заданому ресурсу лопаток такого типу.

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

The characteristics of fatigue failure of the working blades of the first stage of the high-pressure turbine of the power gas turbine engine are determined. Experimental studies are carried out on blades obtained according to the improved technology from the CM88Y alloy, which is used in the serial production of gas turbine units. The blades withstood the test base of $1 \cdot 10^7$ cycles at a stress of 200...240 MPa. The established limit of endurance corresponds to a given life of blades of this type.

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

Вступ. Експлуатаційна надійність газотурбінних двигунів (ГТД) залежить, насамперед, від втомної міцності лопаток, які здебільшого виготовляють із нікелевих сплавів через їхню жароміцність та корозійну тривкість [1–15]. Високі напруження, температури, нестабільність режимів нагріву та навантаження, резонансні коливання призводять до того, що робочі лопатки ГТД є одним з найскладніших елементів сучасної техніки.

Здебільшого під час експлуатації деталей машин виникають змінні у часі напруження [2–4, 6, 12, 14, 15], під дією яких у матеріалі деталі поступово накопичуються пошкодження, які спричиняють зародження тріщин, їх розвиток і, в результаті, руйнування. Втомні тріщини зароджуються як на внутрішніх, так і зовнішніх поверхнях лопаток, у зонах дії високих стаціонарних (відцентрове навантаження) та змінних напружень і теплових перехідних навантажень (вимкнення, пуски) [6]. На опір втомному руйнуванню деталей впливають захисні покриття та охолоджувальні канали, які застосовують для запобігання перегріву і корозійних пошкоджень лопаток першого ступеня турбіни високого тиску [6, 16–23]. Згідно зі стандартами, лопатки турбіни періодично контролюють за погодженою директивною технологією на відповідність встановленій границі витривалості [6, 24–26].

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

Нижче подані результати експериментальних досліджень втомної міцності охолоджувальних лопаток турбіни першого ступеня газотурбінного двигуна для енергетики (потужність 25 MW), які виготовлено з жароміцного корозійнотривкого нікелевого сплаву CM88Y [7, 11, 23–26].

Матеріали та методика випробувань. Досліджували лопатки першого ступеня із серійного жароміцного корозійнотривкого нікелевого сплаву CM88Y хімічного складу (mass%): 0,07 C; 15,80 Cr; 11,4 Co; 1,96 Mo; 4,6 Ti; 3,1 Al; 5,18 W; 0,15 Nb; 0,1 Hf; 0,47 Fe; 0,09 B; 0,07 Zr; 0,018 Si; 0,07 P; 0,004 S. Кількість основних елементів та домішок визначали хімічним методом за стандартними методиками, мікролегувальні добавки рідкісноземельних металів контролювали хіміко-спектральним методом з відносною похибкою $\pm 0,001\%$. Вміст вуглецю визначали аналізатором фірми “Leco” (США).

Лопатки отримали за допомогою ливарного агрегату УППФ-3М вакуумно індукційним плавленням з розливанням у металевий кокіль за розробленою технологічною картою (тиск у печі 1,2...2,5 Pa, температура заливання у керамічні форми на основі електрокорунду 1540...1560°C, температура форми 800°C) [25]. Для зменшення браку виливків охолоджувальних лопаток ГТД та збереження навколишнього середовища їх виготовляли за вдосконаленою технологією. Вона полягала в тому, що керамічний стрижень на основі корунду виймали з лопатки з розвиненими внутрішніми каналами так: замість хімічного способу (фторидом калію), який екологічно шкідливий і небезпечний, використовували автоклавну технологію з використанням 30...40 mass% розчину КОН або NaOH. Ще одна перевага нового способу вилучення керамічного стрижня – скорочення тривалості операції приблизно у 10 разів.

Отримані виливки піддавали подальшій термічній обробці: гомогенізація 1160°C, 4 h, витримка при 750°C, 4 h, охолодження аргоном зі швидкістю 60...80°C/min; при 1050°C, 4 h, охолодження у вакуумі за залишкового тиску 0,133...0,00133 Pa; при 850°C, 16 h, охолодження до кімнатної температури в динамічному вакуумі не менш ніж 80 min [25]. Одержані зразки та виливки дослідних сплавів термообробляли у вакуумній установці фірми “TAV” (Італія). Для забезпечення швидкості охолодження за термообробки піч обладнана вентилятором, який спрямовує інертний газ на кошик з виливками. Розмір макрозерна сплаву, вимірний на поверхні лопаток, не перевищує 2 mm, що задовольняє вимоги для термооброблених виливків [25].

Після термічної обробки на внутрішню поверхню дослідних лопаток наносили газоциркуляційним способом захисне покриття складу Co–Cr–Al–Y завтовшки 40...60 μm на установці Y577 [16]. Зі зовнішньої поверхні лопаток це покриття видаляли механічним шліфуванням для її активації перед нанесенням металевого шару. На неї наносили двошарове електронно-променеове покриття на установці UE175: перший шар складу Co–Cr–Al–Y завтовшки 50...100 μm , другий шар – металеве покриття ZrO₂ завтовшки 60...70 μm [17]. Після нанесення кожного шару виконували рекристалізаційний відпал при температурі 1050°C впродовж 2,5...3 h у вакуумі.

Випробовували на витривалість обраних методом випадкової вибірки лопаток турбіни ГТД на спеціальному стенді УВЭ 10/5000 методом збудження резонансних механічних коливань профільної частини пера лопатки за консольного її затискання за хвостовик симетричним циклом напруження, згідно з працею [24]. За границю витривалості брали найбільше значення напруження, за якого напрацьовано базу випробувань без руйнування. Критерієм початку руйнування лопатки для визначення руйнівального напруження (утворення втомної тріщини) є зниження власної частоти коливань більш ніж на 3% від початкового значення. Кількість циклів, які напрацьовані лопаткою, визначають за частотою її коливань і тривалості

випробувань. Амплітуду коливань периферійного перетину пера лопатки вимірювали за допомогою мікроскопа МПБ-2 кожні 30 min.

База випробувань становила $1 \cdot 10^7$ cycles з частотою 310...320 Hz і напруженнями від 160 до 260 МПа з кроком 20 МПа. Порізку зразків для досліджень шарів захисних покриттів здійснювали на відрізнному станку фірми “Лесо” за спеціально розробленою методикою. Мікроструктуру вивчали за допомогою оптичного мікроскопа Neofot-3M (Німеччина), точність вимірювання 0,5...1 μm . Твердість покриття вимірювали мікротвердоміром ПМТ 3М за навантаження 50 g.

Результати досліджень втомної міцності. Досліджували п’ять лопаток з двома шарами електронно-променевого покриття на зовнішній поверхні лопаток та із газоциркуляційним покриттям на внутрішній. Результати випробувань подано у таблиці, а зовнішній вигляд лопаток з відміткою початку руйнування – на рис. 1. Візуальним оглядом зламів у районі ливарних дефектів у матеріалі лопаток не виявлено.

Результати досліджень втомної міцності лопаток першого ступеня турбіни

№ лопатки	Напруження	Руйнівальне напруження	База випробувань, cycles
	МПа		
1	160; 180; 200	220	$1,47 \cdot 10^7$
2	160; 180; 200	220	$9,82 \cdot 10^6$
3	160; 180; 200; 220; 240	260	$1,10 \cdot 10^7$
4	160; 180; 200; 220	240	$1,43 \cdot 10^7$
5	160; 180; 200; 220	240	$1,85 \cdot 10^7$

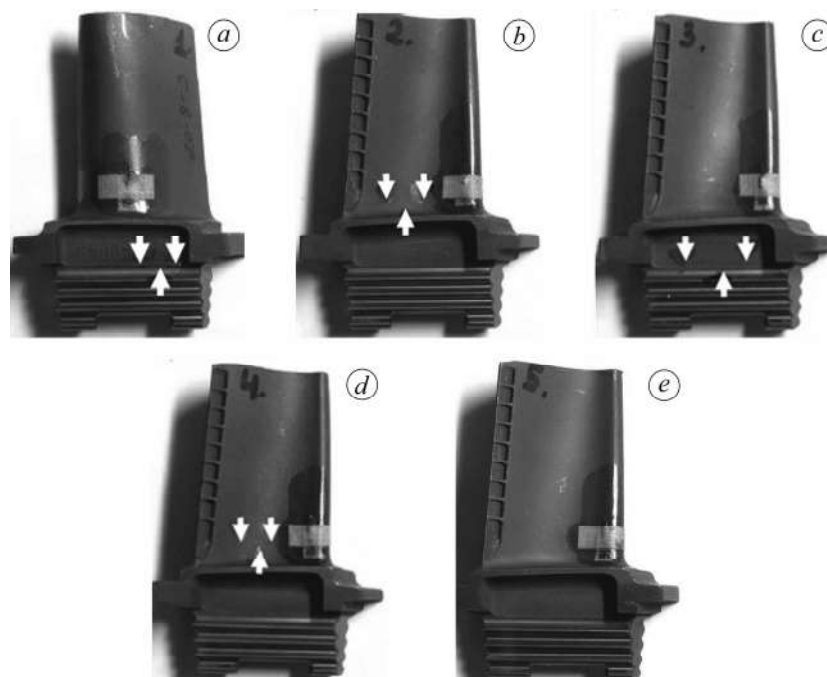


Рис. 1. Загальний вигляд лопаток ГТД: лопатка № 1 (a), № 2 (b), № 3 (c), № 4 (d), № 5 (e).

Fig. 1. A general view of gas turbine engine (GTE) blades: blade № 1 (a), № 2 (b), № 3 (c), № 4 (d), № 5 (e).

Загальний вигляд зламів після розтину тріщини подано на рис. 2. На кожній лопатці спостерігали протяжні (“розміті”) зони руйнування. Встановлено, що на лопатках № 1 і 3 тріщини зародились у замковій частині, а саме зі сторони першої впадини зуба (вказано стрілками на рис. 1*a, c*). Лопатки № 2; 4 і 5 зруйнувалися від вхідного краю у радіусі переходу пера в замкову частину (рис. 1*b, d, e*). Тріщина на лопатці № 1 утворилася зі сторони спинки на відстані 15 mm від замка. Злам починається від кута замка зі сторони спинки пера (рис. 2*a*). Лопатка № 2 зруйнувалась біля радіуса переходу пера в замкову частину лопатки зі сторони корита на відстані 27 mm від зовнішньої частини замка (рис. 2*b*). Тріщина на лопатці № 3 зародилася у замковій частині на першій від пера впадині зуба зі сторони корита на відстані 14 mm від замка (рис. 2*c*). Вона починається від “кутів” переходу від робочої частини до торця замка зі сторони вхідного та вихідного краю пера. На лопатці № 4 тріщини утворилися поблизу радіуса переходу пера в замкову частину від вхідного краю і зі сторони корита на відстані 30 mm від замка (рис. 2*d*). Тріщина на лопатці № 5 виникла поблизу радіуса переходу пера в замкову частину на відстані 27 mm від замка з початком від вхідного краю (рис. 2*e*).

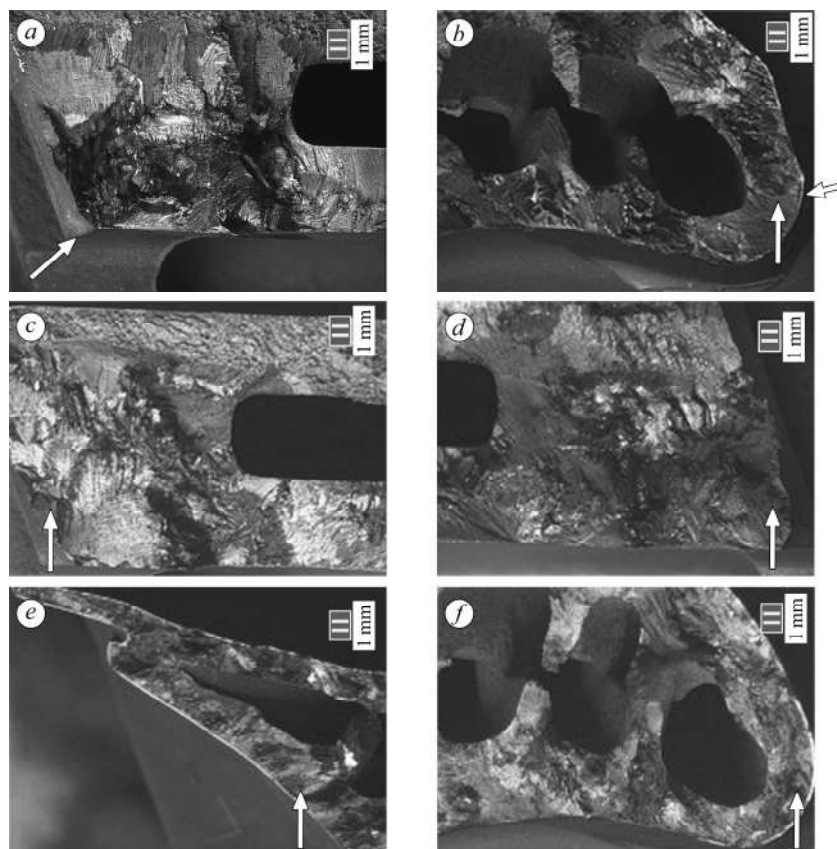


Рис. 2. Загальний вигляд зламів лопаток ГТД унаслідок зародження (показано стрілками) та розповсюдження тріщин вздовж кристалографічних площин: лопатка № 1 (*a*), № 2 (*b*), № 3 (*c*), № 4 (*d*), № 5 (*e, f*).

Fig. 2. A general view of GTE blade fractures as a result of initiation (shown by arrows) and propagation of cracks along crystallographic planes: blade № 1 (*a*), № 2 (*b*), № 3 (*c*), № 4 (*d*), № 5 (*e, f*).

Дефектів металургійного характеру та у покритті не спостерігали. Зовнішній шар електронно-променевого покриття показаний на прикладі зразків, вирізаних

з різних частин лопатки № 2 (рис. 3). Встановлено, що металевий шар покриття має дрібнодисперсну структуру різної товщини (рис. 3d, хімічне травлення). Мікротвердість H_{μ}^{50} у зоні, прилеглій до основи – 5624...5908 МПа, до перехідної зони – 5908 МПа і до зовнішнього шару покриття – 7295...7717 МПа, що відповідає вимогам [24, 26].

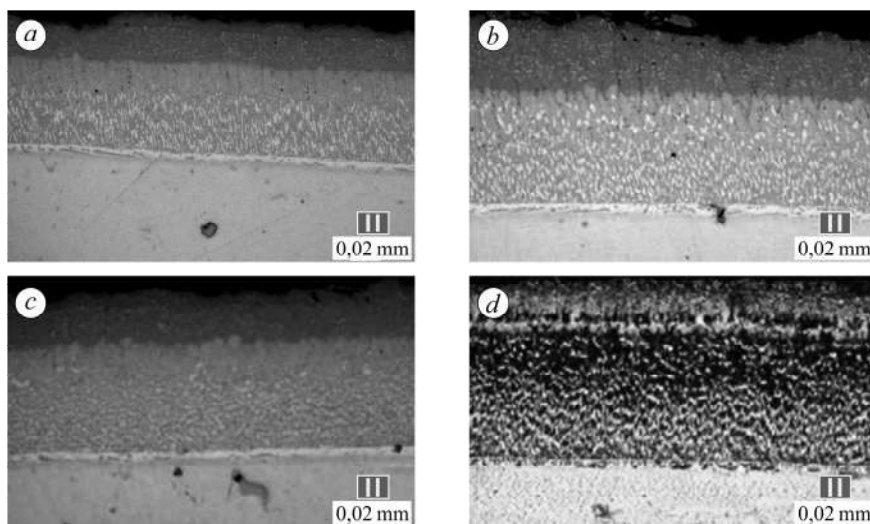


Рис. 3. Мікроструктура покриття на лопатці № 2 ГТД.

Fig. 3. Microstructure of coating on gas turbine blade № 2.

Мікроструктуру вивчали на поперечних зразках у периферійному перетині пера для всіх лопаток. Завдяки правильно обраному режиму термічної обробки у лопатках усунено неоднорідність розподілу частинок зміцнювальної фази [10, 13, 26]. У міжсосьовому просторі виділень евтектичної γ - γ' -фази не спостерігаємо [26, 27]. Також у досліджених перетинах не виявлено ливарних дефектів – пор, ливарної рихлості і засмічень. Мікроструктура сплаву CM88Y відповідає нормативним документам [24].

ВИСНОВКИ

Аналіз результатів втомних випробувань охолоджувальних лопаток першого ступеня турбіни газотурбінного двигуна UGT5000 (виробник – ДП НВКГ “Зоря”– “Машпроект”), одержаних за вдосконаленою технологією, яка полягала у вилученні стрижня з використанням 30...40 mass% розчину гідроксиду калію або натрію замість шкідливого для здоров’я фториду калію, показав рівень втомної міцності лопаток турбіни 200...240 МПа при базі навантаження $1 \cdot 10^7$ cycles, що відповідає вимогам стандарту підприємства.

1. Coakley J., Whittaker M. T, and Kolisnychenko S. Ni-Based Superalloys. – Switzerland: Trans. Tech. Publ. Ltd., 2020. – 720 p.
2. High-temperature fatigue strength of grain boundaries with different misorientations in nickel-based superalloy bicrystals / D. F. Shi, Z. J. Zhang, Y. H. Yang, Y. Z. Zhou, R. Liu, P. Zhang, and Z. F. Zhang // J. of Mater. Sci. and Techn. – 2023. – **154**. – P. 94–106. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.12.068>
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. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.859>

4. *Case studies of fatigue life improvement using low plasticity burnishing in gas turbine engine applications* / P. S. Prevéy, R. A. Ravindranath, M. Shepard, and T. Gabb // *J. of Engineering for Gas Turbines and Power*. – 2006. – **128**, № 4. – P. 865–872.
<https://doi.org/10.1115/1.1807414>
5. *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. – Article number: 900. DOI:10.3390/ma13040900
6. *Rani S. Common failures in gas turbine blade: a critical review* // *Int. J. of Eng. Sci. and Res. Techn.* – 2018. – **7**, № 3. – P. 799–803. DOI: 10.5281/zenodo.1207072
7. *Hydrogen and corrosion resistance of nickel superalloys for gas turbines, engines cooled blades* / A. I. Balitskii, Y. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevych, K. H. Kvasnytska, O. A. Balitskii, I. A. Shalevska, O. Y. Shynskii, J. M. Jaworski, and J. M. Dowejko // *Energies*. – 2023. – **16**, № 3. – Article number: 1154. <https://doi.org/10.3390/en16031154>
8. *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. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.07.014>
9. *Microstructural and compositional design of Ni-based single crystalline superalloys – A review* / H. Long, S. Mao, Y. Liu, Z. Zhang, and X. Han // *J. of Alloys and Comp.* – 2018. – **743**. – P. 203–220. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.224>
10. *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. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00382-5>
11. *High-temperature salt corrosion of a heat-resistant nickel alloy* / Y. 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>
12. *High cycle fatigue data transferability of MAR-M 247 superalloy from separately cast specimens to real gas turbine blade* / M. Šmid, V. Hornik, L. Kunz, K. Hrbacek, and P. Hutar // *Metals*. – 2020. – **10**, № 11. – Article number: 1460. <https://doi.org/10.3390/met10111460>
13. *Исследование структурных превращений жаропрочных никелевых сплавов в условиях ползучести* / С. В. Гайдук, О. В. Гнатенко, А. Г. Андриенко, В. В. Наумик // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2012. – № 2. – С. 37–40.
<https://doi.org/10.15588/v0i2.99350>
14. *Fatigue fracture of the blades of gas turbine engine made of a new refractory nickel alloy* / O. I. Balitskii, Y. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevych, H. P. Mialnitsa, and K. H. Kvasnytska // *Materials Science*. – 2022. – **57**, № 4. – P. 475–483.
<https://doi.org/10.1007/s11003-022-00568-z>
15. *Low-cycle fatigue strength of heat-resistant alloy specimens produced by selective laser melting* / P. O. Kasay, V. V. Naumyk, O. O. Pedash, and V. V. Klochikhin // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2022. – **61**, № 5–6. – P. 259–268.
<https://doi.org/10.1007/s11106-022-00313-w>
16. *Diffusion barrier layer for high-temperature protective coatings* / K. Y. Yakovchuk, A. V. Mitchenik, Yu. E. Rudoy, and A. O. Akhtyrsky // *Sovr. Elektrometall.* – 2016. – № 4. – P. 36–44.
17. *Electron-beam and plasma oxidation-resistant and thermal-barrier coatings deposited on turbine blades using cast and powder Ni(Co)CrAlY(Si) alloys. II. Structure and chemical and phase composition of cast CoCrAlY alloys* / T. O. Prikhna, I. M. Grechanyuk, M. V. Karpets, M. I. Grechanyuk, G. A. Bagliuk, V. G. Grechanyuk, and O. V. Khomenko // *Powder Metall. Met. Ceram.* – 2022. – **61**, № 3–4. – P. 230–237.
<https://doi.org/10.1007/s11106-022-00310-z>
18. *Nanaware A., Pawar S., and Ramachandran M. Mechanical characterization of nickel alloys on turbine blades* // *REST J. on Emerging Trends in Modelling and Manufact.* – 2015. – **1**, № 1. – P. 15–19.
19. *Development of the composition for a corrosion-resistant protective coating and methods for its deposition onto oxidation-resistant nickel alloy castings* / V. V. Kononov, O. V. Gnatenko, S. V. Gayduk, and V. V. Naumik // *Vest. Dvigatelestroy.* – 2013. – № 1. – P. 133–138.
20. *Sahith M. S., Giridhara G., and Kumar R. S. Development and analysis of thermal barrier coatings on gas turbine blades – A Review* // *Mater. Today: Proc.* – 2018. – **5**, № 1. – Part 3. – P. 2746–2751. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.01.060

21. *Pomeroy M. J.* Coatings for gas turbine materials and long term stability issues // *Mater. Design.* – 2005. – **26**. – P. 223–231. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2004.02.005>
22. *Rani S.* Analysis of different types of coating of gas turbine blade // *Int. J. of Adv. Res. and Innovation.* – 2015. – **3**, № 4. – P. 135–138. DOI: <http://www.ijari.org>
23. *Corrosion* and hydrogen resistance of heat resistance blade nickel-cobalt alloys / O. I. Balyts'kyi, Yu. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevych, and H. P. Mialnitsa // *Materials Science.* – 2018. – **54**, № 2. – P. 230–239. <https://doi.org/10.1007/s11003-018-0178-z>
24. *Specification Z88YF1-S2* for supplying remelting stocks of alloy CM-88Y. – Technical Specifications of “ZORYA” – “MASHPROEKT” GTRPC, 2016.
25. *Structural* and mechanical properties of the nickel alloy of gas-turbine engine blades / Y. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevich, A. I. Balitskii, K. H. Kvasnytska, and H. P. Mialnitsa // *Materials Science.* – 2022. – **57**, № 5. – P. 688–694. <https://doi.org/10.1007/s11003-022-00596-9>
26. Система управления качеством. И 255.102.098-87. Лопатки турбин с металлическими и металокерамическими теплозащитными покрытиями. – Николаев: ГП НПКГ “Зоря”– “Машпроект”, 2010. – 21 с.
27. *Segregation* at stacking faults within the γ -phase of two Ni-base superalloys following intermediate temperature creep / G. B. Viswanathan, R. Shi, A. Genc, V. A. Vorontsov, L. Kovarik, C. M. F. Rae, and M. J. Mills // *Scr. Mater.* – 2015. – **94**. – P. 5–8. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.06.032>

Одержано 03.03.2023