

УДК 539.43:669.715

ОЦІНЮВАННЯ СХИЛЬНОСТІ ДО ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ДЕГРАДАЦІЇ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 1161АТ

О. П. ОСТАШ¹, Р. В. ЧЕПІЛЬ¹, О. В. АБОЛІХІНА²,
О. І. СЕМЕНЕЦЬ², В. А. ЗНОВА², Л. Б. КОВАЛЬЧУК²

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

² ДП “АНТОНОВ”, Київ

Вивчено структуру, фізико-механічні характеристики і мікромеханізми руйнування за статичного і циклічного навантажень зразків, вирізаних з плакованих листів товщиною 2 mm зі сплаву 1161АТ системи Al–Cu–Mg–Mn–Zr з пониженим вмістом Si і Fe (до 0,1 wt% кожного). Сплав досліджено у вихідному стані (гартування і природне старіння) та після впливу температурно-силових чинників у лабораторних умовах, які моделюють експлуатаційні. Встановлено практично однакові його службові характеристики у вихідному стані та після модельної деградації проти таких для подібних сплавів з підвищеним вмістом домішок Si і Fe (до 0,5 wt% кожного).

Ключові слова: алюмінієвий сплав, модельна деградація, мікроструктура, фізико-механічні властивості.

Structure, physico-mechanical characteristics, and fracture micromechanisms under static and cyclic loading of samples cut from clad 2 mm thick sheet made of 1161A alloy of the Al–Cu–Mg–Mn–Zr system with a reduced content of Si and Fe (up to 0.1 wt% of each) were studied. This alloy in the initial state (quenching and natural aging) and after the influence of termomechanical factor in laboratory conditions which simulate the effects of operational ones were investigated. It is established that the 1161AT alloy shows practically the same service characteristics in the initial state and after model degradation, in comparison to similar alloys with an increased content of Si and Fe impurities (up to 0.5 wt% of each).

Keywords: aluminum alloy, model degradation, microstructure, physical and mechanical properties.

Вступ. Високоміцні алюмінієві сплави системи Al–Cu–Mg, зокрема плаковані листи зі сплаву Д16АТ у гартованому і природно зістареному стані (аналога сплаву закордонного виробництва типу 2024-T3), широко використовували для обшивки фюзеляжу і крил літаків “АНТОНОВ”. За високого вмісту кремнію і заліза (0,5 wt% кожного) він під час тривалої експлуатації деградує, тобто погіршуються його механічні характеристики, що пов’язано зі зміною вихідної тонкої структури [1, 2]. Аналогічні процеси відбуваються за модельної деградації [1], коли імітують тривалий вплив експлуатаційних чинників (механічних напружень, температури і циклічного навантаження). Подібні результати про експлуатаційну деградацію сплавів цієї системи та елементів конструкцій з них зафіксували інші дослідники [3–5]. При цьому зауважили [1, 2, 5], що за підвищеного вмісту кремнію і заліза схильність до деградації сплавів системи Al–Cu–Mg (типу Д16АТ) значно менша, ніж сплавів системи Al–Zn–Cu–Mg (типу В95АТ1 або 7075-T6). Аналіз тонкої структури виявив [2], що причиною падіння пластичності і тріщиностійкості деградованих сплавів Д16АТ і В95АТ1 є мікророзтріскування виділень

інтерметалідів, які містять залізо і кремній, а також декогезія вздовж міжфазних меж інтерметалід–матриця. Так проявляється негативний вплив домішок кремнію і заліза на їх службові характеристики [6–8]. Це підтвердили результати досліджень сплавів систем Al–Cu–Mg і Al–Zn–Cu–Mg з пониженим вмістом кремнію (0,08...0,18 wt%) і заліза (0,2...0,23 wt%): порівняно з вихідним станом після модельної деградації сплавів Д16чАТ (2524-T3), В95пчАТ1 (7475-T6) та В95пчАТ2 (7475-T761) відносне видовження δ , поріг втоми ΔK_{th} , циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} і питома електропровідність σ , які чутливі до деградації сплавів типу Д16 і В95 під час довготривалої експлуатації [1, 2], практично не змінилися [9].

Для високоресурсних авіаконструкцій використовують алюмінієвий сплав 1161АТ системи Al–Cu–Mg з підвищеними характеристиками в'язкості руйнування і малоциклової втоми та меншою швидкістю росту втомної тріщини порівняно зі сплавами Д16АТ і Д16чАТ. Він особливо чистий за домішками кремнію і заліза, а також додатково легований цирконієм. Результати про його схильність до експлуатаційної деградації в літературі відсутні. Тому нижче вивчено вплив модельної деградації сплаву 1161АТ на його фізико-механічні властивості та мікромеханізми руйнування.

Матеріал і методика. Випробовували зразки, вирізані з плакованого листа товщиною 2 mm зі сплаву 1161АТ після гартування і природного старіння, який за хімічним складом відповідав ОСТ 190048-90 (wt%): 3,9 Cu; 1,5 Mg; 0,38 Mn; 0,10 Si; 0,11 Fe; 0,11 Zr; 0,05 Ti; 0,04 Zn; Al – решта.

Модельну деградацію здійснювали за відомою методикою [1] при 190°C за трьома режимами: М1 – за дії номінальних напружень $\sigma_{nom} = 80$ МПа тривалістю $N = 10^5$ cycles; М2 – 100 МПа і 10^5 cycles; М3 – 100 МПа і $2 \cdot 10^5$ cycles.

Мікроструктуру сплаву та локальний вміст хімічних елементів вивчали на сканувальних електронних мікроскопах TESCAN VEGA LMH зі системою EDS OXFORD та TESCAN MIRA LMS зі системою EDS AZTEK. Питома електропровідність σ оцінювали вихрострумовим методом, використовуючи прилад, який дає можливість вимірювати через плакувальний шар і лакофарбове покриття з похибкою $\pm 0,1$ MS/m [10, 11]. Стандартні характеристики міцності та пластичності (границі плинності σ_{YS} і міцності σ_{UTS} та відносне видовження δ_5) визначали на зразках-смугах завдовжки 150 mm і перерізом робочої частини 20×2 mm.

Характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ) оцінювали за стандартною методикою [12], застосовуючи залежності швидкості росту da/dN втомної макротріщини від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK у зразках-смугах завдовжки 150 mm і перерізом 36×2 mm за циклічного розтягу з асиметрією $R = 0,1$ і частотою 8...10 Hz циклу навантаження в лабораторному повітрі. Довжину тріщини фіксували оптично з похибкою $\pm 0,01$ mm. Характеристиками ЦТ вибрали поріг втоми ΔK_{th} і циклічну в'язкість руйнування ΔK_{fc} – значення ΔK при $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} m/cycle, відповідно. Зразки для випробувань на міцність і тріщиностійкість вирізали вздовж напрямку вальцювання листа (ДП-зразки). Особливості мікромеханізмів руйнування досліджували на втомних зламах зразків за допомогою сканувального електронного мікроскопа Zeis EVO-40XVP зі системою EDX INCA.

Результати та їх обговорення. У вихідному стані мікроструктура сплаву характеризується порівняно малим розміром зерна, який у середньому не перевищує 30 μm (рис. 1а), що у кілька разів менше, ніж у сплаві Д16чАТ [9]. Тут спостерігається доволі рівномірний розподіл невеликої кількості первинних інтерметалідів переважно глобулярної форми розміром 2...10 μm . Таке дрібне зерно сплаву 1161АТ можна пов'язати з легуванням цирконієм.

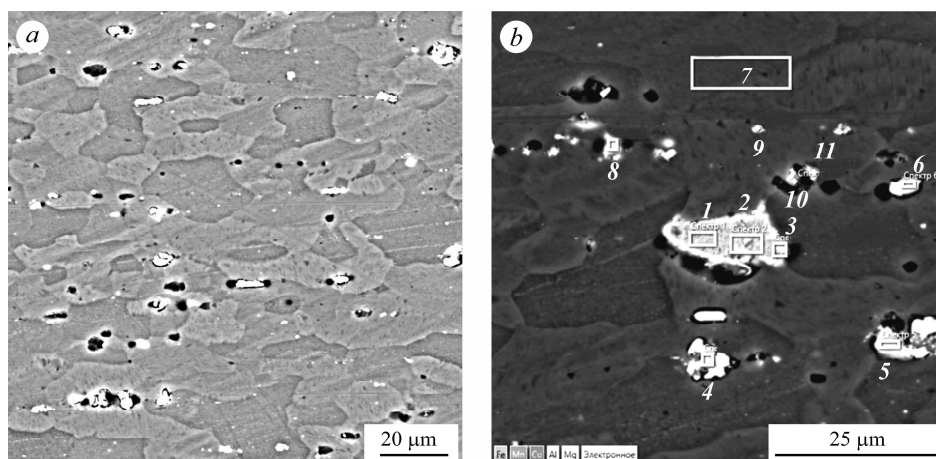


Рис. 1. Мікроструктура (а) і результати локального хімічного аналізу (b) сплаву 1161АТ у вихідному стані.

Fig. 1. Microstructure (a) and local chemical analysis data (b) of 1161AT alloy in initial state.

Номер спектра	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zr
	wt%						
1	42,93	41,84	0,31	4,31	1,03	9,51	0,08
2	48,37	39,70	0,70	3,65	0,41	6,90	0,27
3	52,97	32,80	0,36	4,05	0,49	9,34	0,00
4	41,38	54,35	3,34	0,16	0,39	0,33	0,06
5	68,35	28,89	2,06	0,14	0,10	0,46	0,00
6	45,64	49,93	3,86	0,13	0,24	0,20	0,00
7	95,17	2,88	1,38	0,40	0,00	0,05	0,12
8	67,06	25,20	6,94	0,13	0,09	0,41	0,17
9	94,12	3,49	1,48	0,44	0,06	0,15	0,25
10	86,42	10,33	2,30	0,43	0,10	0,32	0,10
11	86,87	8,14	1,92	1,55	0,29	1,23	0,00

Фізико-механічні характеристики сплаву 1161АТ у вихідному стані та після модельної деградації

Матеріал	σ_{YS}	σ_{UTS}	δ , %	ΔK_{th}	ΔK_{fc}	σ , MS/m
	MPa			MPa·√m		
Вихідний	282	415	19	3,1	49	18,7
M1	289	412	17	3,0	49	18,8
M2	290	413	17	–	–	18,6
M3	300	417	17	2,9	47	18,8
Д16АТ [1]	275	425	11	3,4	35	–
Д16чАТ [9]	344	461	15	3,8	45	–

Примітка: подано усереднені результати випробувань 3–5 зразків; сплави Д16АТ і Д16чАТ – у вихідному стані.

но відсутні (спектри 7; 9), а значний їх вміст зафіксовано (спектри 1–5) у включеннях інтерметалідів типу (Cu, Fe, Mn)Al₆ і Mg₂Si [8].

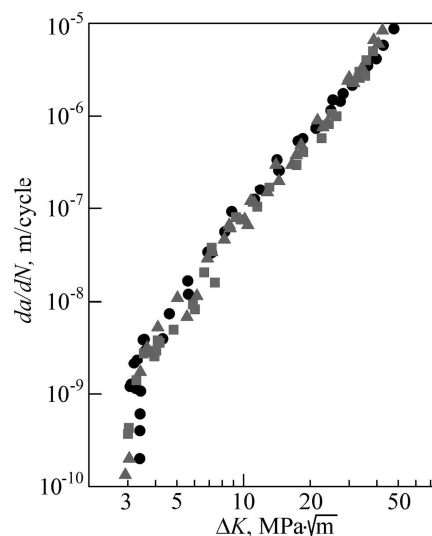
Характеристики міцності і пластичності сплаву у вихідному стані та після модельної деградації за режимами М1–М3 майже однакові (див. таблицю). Мож-

Аналіз локального хімічного складу свідчить (рис. 1b), що цирконій знаходиться переважно у твердому розчині матриці (спектри 7; 9). В інтерметалідах він, як правило, відсутній (спектри 3; 5; 6 та 11) або його вміст незначний (спектри 1; 4 та 10), хоча в деяких зафіксований (спектри 2; 8). Щодо локального вмісту кремнію і заліза картина протилежна: в матриці вони практич-

на лише зазначити, що після найінтенсивнішої модельної деградації за режимом МЗ границя плинності σ_{ys} зростає на 6%, а пластичність δ знижується на 10%. Хоча чутливішими до експлуатаційної деградації є циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} і, особливо, поріг втоми ΔK_{th} [1, 2], після модельної деградації сплаву 1161AT вони практично такі ж, як і у вихідному стані (рис. 2): параметр ΔK_{th} знижується лише на 6%, а ΔK_{fc} – на 4% (див. таблицю). При цьому сталими залишаються значення структурно чутливої характеристики σ , яка змінюється в межах похибки вимірювань. Отже, за зміною фізико-механічних характеристик можна констатувати, що сплав 1161AT з підвищеною чистотою за домішками кремнію і заліза не схильний до деградації під час тривалої експлуатації, і його легування цирконієм не змінює цю тенденцію.

Рис. 2. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в сплаві 1161AT у вихідному стані (●) та після модельної деградації за режимами М1 (■) і М3 (▲).

Fig. 2. Fatigue macrocrack growth rates of 1161AT alloy in initial state (●) and after model degradation using M1 (■) and M3 (▲) modes.



Подані в таблиці дані також свідчать, що порівняно зі сплавами Д16АТ і Д16ЧАТ з більшим вмістом кремнію і заліза [8, 9] сплаву 1161AT властиві вищі пластичність і циклічна в'язкість руйнування за дещо нижчих міцності і порога втоми.

Мікрофрактографічний аналіз зразків сплаву у вихідному стані виявив, що під час статичного і циклічного навантажень реалізуються високоенергоємні мікромеханізми руйнування. За статичного в зламі переважають в'язкий ямковий рельєф і деформаційні гребені, які оточують незначні за площею ділянки квазі-крихкого руйнування розшаруванням на межах включення–матриця (рис. 3а). За результатами локального хімічного аналізу встановили, що ділянки ямкового мікрорельєфу зламу зумовлені руйнуванням матриці – твердого розчину системи Al–Cu–Mg–Zr–Mn (спектр 1), а включення представляють собою інтерметаліди зі значною кількістю кремнію і заліза (спектр 2). За циклічного навантаження в межах середньоамплітудної частини діаграми швидкостей росту втомної макротріщини зафіксували класичний борозенчастий (fatigue striations) мікромеханізм втомного руйнування (рис. 3b), властивий якісним алюмінієвим сплавам з високою ЦТ. У мікромасштабі орієнтація борозенок практично однакова, що свідчить про мінімальний вплив включень інтерметалідів з високим вмістом марганцю, заліза і кремнію (спектр 2) на втомне руйнування матриці системи Al–Cu–Mg–Mn–Zr (спектр 1). У високоамплітудній частині діаграми ($da/dN = 10^{-6} \dots 10^{-5}$ m/cycle) спостерігали в'язке руйнування матриці, яке можна пояснити підвищеним вмістом цирконію (рис. 3с, спектр 1). Тут деформаційні гребені і ділянки ямкової структури оточують розтріпані включення інтерметалідів з високим вмістом міді, марганцю, заліза і кремнію (спектр 2). Реалізація таких мікромеханізмів руйнування спричиняє високу циклічну в'язкість руйнування ΔK_{fc} сплаву 1161AT (див. таблицю).

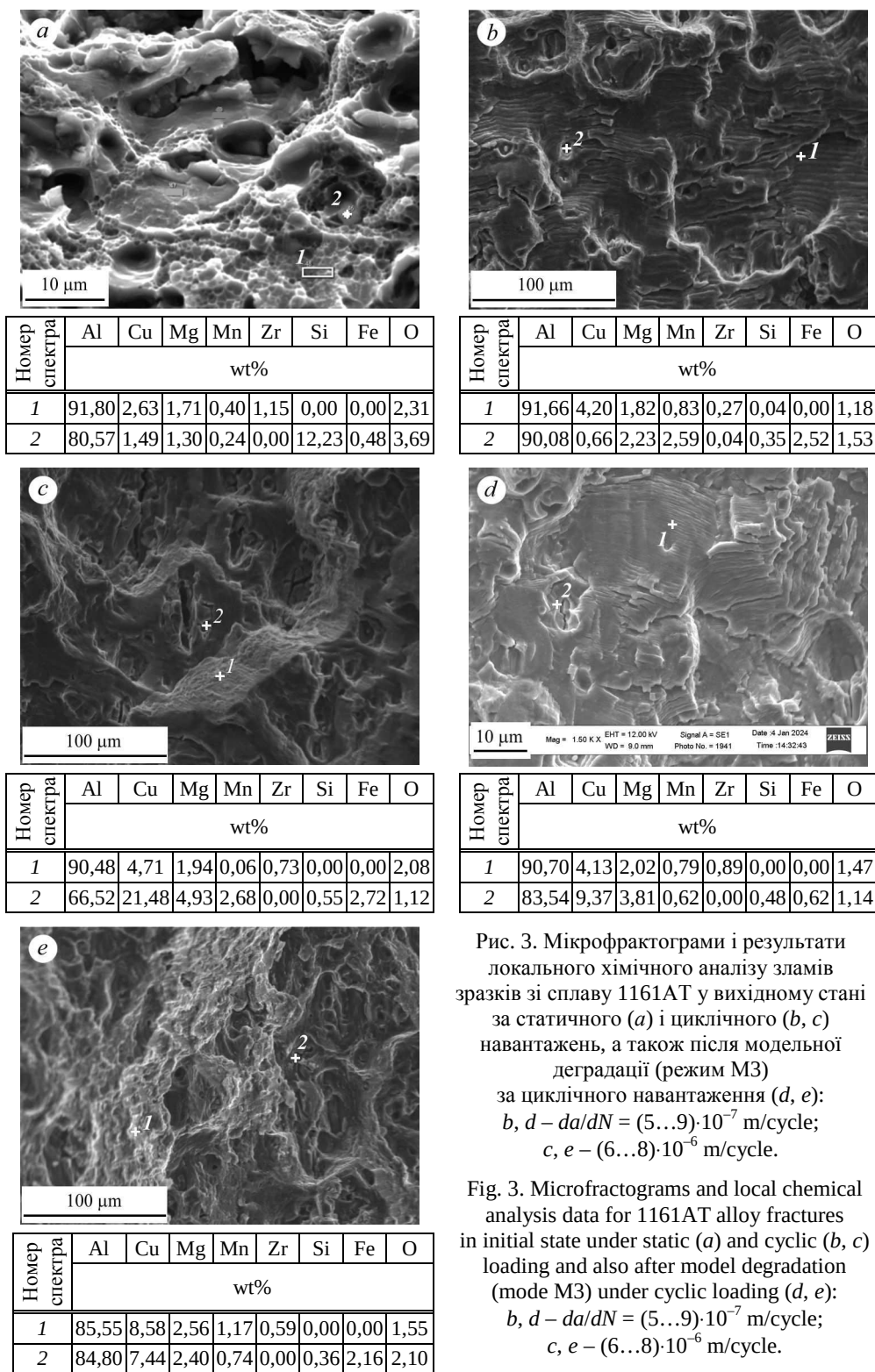


Рис. 3. Мікрофрактограми і результати локального хімічного аналізу зламів зразків зі сплаву 1161AT у вихідному стані за статичного (а) і циклічного (b, c) навантажень, а також після модельної деградації (режим М3) за циклічного навантаження (d, e):
 $b, d - da/dN = (5...9) \cdot 10^{-7}$ m/cycle;
 $c, e - (6...8) \cdot 10^{-6}$ m/cycle.

Fig. 3. Microfractograms and local chemical analysis data for 1161AT alloy fractures in initial state under static (a) and cyclic (b, c) loading and also after model degradation (mode M3) under cyclic loading (d, e):
 $b, d - da/dN = (5...9) \cdot 10^{-7}$ m/cycle;
 $c, e - (6...8) \cdot 10^{-6}$ m/cycle.

Його характеристики ЦТ після модельної деградації за найінтенсивнішим режимом М3 майже такі ж, як і у вихідному стані (див. таблицю і рис. 2), що узгоджується з результатами мікрофрактографічного аналізу. Перш за все важливим є те, що зберігається борозенчастий мікромеханізм росту втомної макротрі-

щини (рис. 3b, d) під час руйнування легованої цирконієм матриці (спектр 1) за мінімального впливу включень інтерметалідів з високим вмістом заліза і кремнію (спектр 2). Середня відстань між борозенками, яка відповідає приросту тріщини за один цикл навантаження, становить 0,5...0,6 μm , тобто рівна експериментально визначеній швидкості росту втомної макротріщини $da/dN = (5...6) \cdot 10^{-7} \text{ m/cycle}$. У зламі, що відповідає високоамплітудній частині діаграми, ділянки з високо-енергоємною ямковою структурою і деформаційними гребенями, що утворилися після руйнування легованої цирконієм матриці (рис. 3e, спектр 1), навіть більші, ніж у вихідному стані (рис. 3c) і також оточують зруйновані включення інтерметалідів, які містять залізо і кремній (спектр 2). Це властиве матеріалам з високим опором втомному руйнуванню.

ВИСНОВКИ

Наведені та отримані раніше [9] результати досліджень свідчать, що сплави системи Al–Cu–Mg і Al–Zn–Cu–Mg з високим вмістом кремнію і заліза (до 0,5 wt% кожного) схильні до деградації під час тривалої експлуатації авіаконструкцій. Це пов'язано з негативним впливом виділень інтерметалідів систем Al–Cu–Fe–Mn і Mg–Si на їх фізико-механічні і фізико-хімічні властивості. За зниження вмісту домішок кремнію і заліза (до 0,1...0,2 wt% кожного) такі сплави демонструють стабільність службових характеристик в умовах тривалої експлуатації.

1. Ostash O. P., Andreiko I. M., and Holovatyuk Yu. V. Degradation of materials and fatigue durability of aircraft constructions after long-term operation // *Materials Science*. – 2006. – **42**, № 4. – P. 427–439.
2. Evaluation of aluminum alloys degradation in aging aircraft / O. Ostash, V. Uchanin, O. Semenets, Yu. Holovatyuk, L. Kovalchuk, and V. Derecha // *Res. in Nondestructive Evaluation*. – 2018. – **29**, № 3. – P. 156–166.
3. Sheuring I. N. and Grandt Jr A. F. Mechanical properties of aircraft materials subjected to long periods of service usage // *Transactions ASME*. – 1997. – **119**, № 4. – P. 380–386.
4. Nesterenko G. I. Fatigue and damage tolerance of ageing aircraft structures // *J. Soc. Non-Destructive Testing Monitoring Diagnostics*. – 2000. – № 3. – P. 20–28.
5. Nesterenko G. I. and Nesterenko B. G. Ensuring structural damage tolerance of Russian aircraft // *Int. J. Fatigue*. – 2009. – **31**, № 6. – P. 1054–1061.
6. Investigation of adding silicon on fatigue properties of aluminum based alloys / A. T. Shomran, E. K. Hussein, H. T. Shomran, T. S. Gaas, M. S. Tafriff, A. A. H. Kadhum, and A. A. Al-Amiery // *Silicon*. – 2021. – **13**. – P. 1215–1222. <https://doi.org/10.1007/s12633-020-00500-7>
7. Mbuyaa T. O., Odera B. O., and Ng'ang'a S. P. Influence of iron on castability and properties of aluminium silicon alloys: literature review // *Int. J. Cast Met. Res.* – 2003. – **16**, № 5. – P. 451–465. DOI: 10.1179/136404603225006468
8. Белецкий В. М., Кривов Г. А. Алюминиевые сплавы. Состав, свойства, технология, применение. – К.: КОМИНТЕХ, 2005. – 366 с.
9. Influence of iron and silicon impurities on the in-service degradation of alloys of the Al–Cu–Mg and Al–Zn–Mg–Cu systems / O. P. Ostash, R. V. Chepil, O. V. Abolikhina, O. I. Semenets, V. A. Znova, and Yu. V. Holovatyuk // *Materials Science*. – 2022. – **58**, № 2. – P. 214–221. <https://doi.org/10.1007/s11003-022-00652-4>
10. Технічна діагностика матеріалів і конструкцій: Довідн. пос. у 8-ми т. / За заг. ред. З. Т. Назарчука. Т. 4: Електрофізичні методи неруйнівного контролю дефектності елементів конструкцій / Р. М. Джала, В. Р. Джала, І. Б. Івасів, В. Г. Рибачук, В. М. Учанін. – Львів: Простір-М, 2018. – 356 с.
11. Назарчук З. Т., Учанін В. М., Кулинич Я. П. Оптимізація параметрів вихрострумового контролю деградаційних змін питомої електропровідності алюмінієвих сплавів старіючих літаків // *Відбір і обробка інформації*. – 2019. – № 47. – С. 5–11.
12. Standard test methods for measurement of fatigue crack growth rates, ASTM E647-08, V03.01, ASTM, 2008.

Одержано 07.04.2023