

УДК 539.43:669.715

ВПЛИВ ДОМШОК ЗАЛІЗА І КРЕМНІЮ НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНУ ДЕГРАДАЦІЮ СПЛАВІВ СИСТЕМ Al–Cu–Mg І Al–Zn–Mg–Cu

О. П. ОСТАШ¹, Р. В. ЧЕПІЛЬ¹, О. В. АБОЛІХІНА², О. І. СЕМЕНЕЦЬ²,
В. А. ЗНОВА², Ю. В. ГОЛОВАТЮК¹

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

² ДП “АНТОНОВ”, Київ

Досліджено мікро- і наноструктуру та фізико-механічні характеристики алюмінієвих сплавів Д16чТ, В95пчТ1 і В95пчТ2 (закордонних аналогів сплавів 2524-Т3, 7475-Т6 і 7475-Т761, відповідно) у вихідному стані та після модельної деградації, яка імітує вплив їх довготривалої експлуатації. За отриманими характеристиками міцності σ_{YS} і σ_{UTS} , пластичності δ , порога втоми ΔK_{th} , циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} і питомої електропровідності σ встановлено, що за підвищення чистоти цих сплавів за домішками кремнію (до 0,08...0,18 wt.%) і заліза (до 0,2...0,23 wt.%) відсутня їх деградація за тривалої дії температурно-силових чинників, які імітують вплив експлуатаційних.

Ключові слова: алюмінієві сплави, деградація, мікроструктура, фізико-механічні властивості.

The micro- and nanostructure and physicochemical characteristics of Д16чТ, В95пчТ1 and В95пчТ2 aluminum alloys (the foreign analogues of 2524-T3, 7475-T6 and 7475-T761 alloys, respectively) in as-received state and after model degradation, which simulates the influence of long-term exploitation of these alloys, are investigated. It is established, based on the obtained characteristics of strength σ_{YS} and σ_{UTS} , ductility δ_s , fatigue threshold ΔK_{th} , cyclic fracture toughness ΔK_{fc} and specific electrical conductivity σ , that with a decrease of the impurities content (silicon up to 0.08...0.18 wt.% and iron up to 0.2...0.23 wt.%) there is no their degradation under durable effect of temperature and force factors which simulate the operational factors.

Keywords: aluminum alloys, degradation, microstructure, physical and mechanical properties.

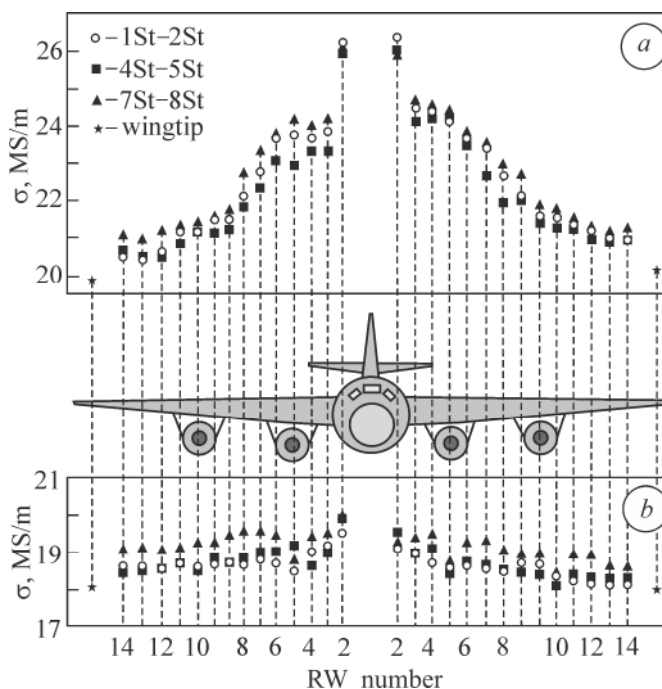
Вступ. Для обшивки фюзеляжу і крил літаків “АНТОНОВ” використовували листи з високоміцних сплавів систем Al–Cu–Mg (типу Д16) і Al–Zn–Mg–Cu (типу В95) – аналогів сплавів закордонного виробництва типу 2024 і 7075, відповідно, в станах Д16Т (2024-Т3) після гартування і природного старіння та В95Т1 (7075-Т6) після гартування і штучного старіння.

Сплави Д16АТНВ і В95Т1 з високим вмістом домішок заліза і кремнію (0,5 wt.% кожного) під час довготривалої експлуатації деградують [1, 2], тобто змінюється вихідна тонка структура і формується мікропошкодженість, через що погіршуються їх механічні характеристики. Аналогічні процеси відбуваються під час модельної деградації [1], коли імітують тривалий вплив експлуатаційних чинників (механічних напружень, температури і циклічного навантаження). Подібні результати про експлуатаційну деградацію сплавів систем Al–Cu–Mg і Al–Zn–Mg–Cu та елементів авіаконструкцій з них отримали інші дослідники [3–5].

Встановили [2], що моніторити їх деградацію можна, вимірюючи питому електропровідність. Зокрема, у нижній обшивці зі сплаву Д16АТНВ в зоні нервюри № 2 крила (2НК) літака АН-12 після 40 років експлуатації вона зростає на 11% (рис. 1), що супроводжується падінням його пластичності (відносного видовження δ) на 20% і порога втоми (ΔK_{th}) на 12% [1, 2]. У верхній обшивці зі сплаву В95Т1 деградація в зоні 2НК інтенсивніша (рис. 1): питома електропровідність зростає на 29%, а пластичність і поріг втоми зменшуються на 40 і 37%, відповідно [1, 2].

Рис. 1. Зміна електропровідності сплаву В95Т1 у різних зонах верхньої обшивки крила (а) та сплаву Д16АТНВ нижньої (б) після довготривалої (40 років) експлуатації літака АН-12: St – стрінгер і RW – нервюра крила [2].

Fig. 1. Change of material electrical conductivity in various areas of (a) upper (B95T1 alloy) and (b) bottom (D16ATHB alloy) wing skins of AN-12 type aircraft after long-term (40 years) exploitation: St – stringer; RW – rib of the wing [2].



Аналіз тонкої структури виявив [2], що можливою причиною падіння пластичності і тріщиностійкості деградованих сплавів Д16АТНВ і В95Т1 після довготривалої експлуатації є мікророзтріскування виділень інтерметалідів, які містять залізо і кремній (типу $(Cu, Fe, Mn)Al_6$, $(Cu, Zn, Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$, Mg_2Si), та декогерзія вздовж міжфазних меж інтерметалід–матриця. Тобто так проявляється негативний вплив домішок заліза і кремнію на службові характеристики алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 [6–8].

Мета цього дослідження – вивчити вплив модельної деградації сплавів систем Al–Cu–Mg і Al–Zn–Mg–Cu підвищеної чистоти за домішками заліза і кремнію на їх фізико-механічні властивості та порівняти ці результати з отриманими для сплаву з високим вмістом домішок.

Матеріал і методика. Випробовували зразки, вирізані з листів товщиною 4...5 mm зі сплавів Д16ч і В95пч з пониженим вмістом кремнію і заліза (виготовлених згідно з ГОСТ 4784-97 та ОСТ 190026-80, відповідно), а також з листа товщиною 3,5 mm зі сплаву В95 з підвищеним їх вмістом (табл. 1).

Ці сплави були у стані після гартування і природного старіння (Д16чТ, аналог сплаву 2524-Т3), а також гартування і одно- (В95пчТ1, аналог 7475-Т6; В95Т1, аналог 7075-Т6) та двостадійного (В95пчТ2, аналог 7475-Т761) штучного старіння. Їх вивчали у вихідному стані і після модельної (Д16чТ, В95пчТ1, В95пчТ2) та експлуатаційної впродовж 40 років (В95Т1) деградації. Модельну 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;

M3 – 100 MPa і $2 \cdot 10^5$ cycles. Зразки сплаву В95Т1 після експлуатаційної деградації вирізали з верхньої обшивки крила літака АН-12 у зонах нервюри (rib) № 14 (14RW) та між нервюрами № 3 і 2 (3RW–2RW), де діяли, відповідно, мінімальні і максимальні робочі напруження [2]. Останні досліджували також після додаткової модельної деградації за режимом М3.

Таблиця 1. Досліджувані матеріали

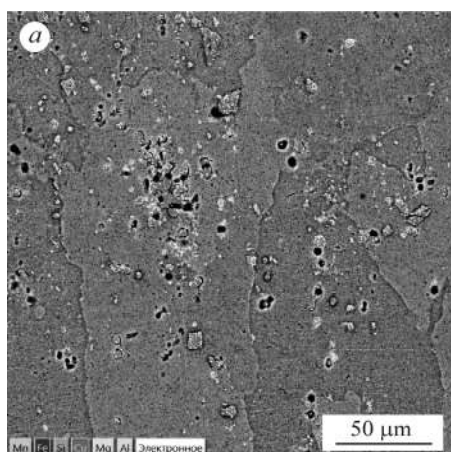
Сплав	Вміст хімічних елементів, wt. %								
	Cu	Mg	Zn	Mn	Cr	Ti	Si	Fe	Al
Д16ч	4,25	1,55	0,05	0,48	0,01	0,04	0,18	0,20	Решта
В95пч	1,50	2,30	5,45	0,23	0,12	0,04	0,08	0,23	– // –
В95	1,85	2,43	6,35	0,41	0,10	0,03	0,48	0,49	– // –

Мікроструктуру сплавів та локальний вміст хімічних елементів вивчали в сканувальному електронному мікроскопі TESCAN Vega3 LMN зі системою EDX AZTEK, а тонку структуру – на фольгах, використовуючи трансмісійний електронний мікроскоп JEOL JEM2100-F зі системою EDX INCA. Питому електропровідність (σ) визначали вихрострумовим методом приладом, який дає можливість вимірювати через плакувальний шар і лакофарбове покриття з похибкою $\pm 0,1$ MS/m [9, 10]. Стандартні характеристики міцності та пластичності (границі плинності σ_{YS} і міцності σ_{UTS} та відносне видовження δ_5) встановлювали на зразках-смугах завдовжки 150 mm і перерізом робочої частини $20 \times (4 \dots 5)$ mm.

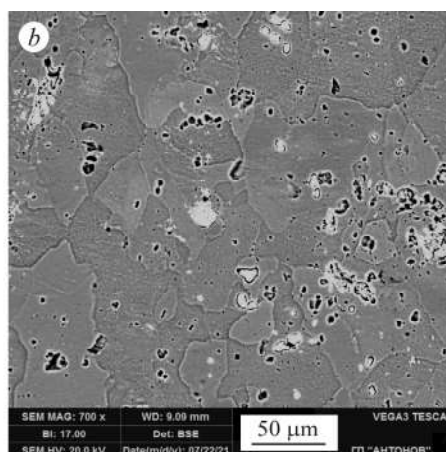
Характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ) оцінювали за стандартною методикою [11], будуючи залежності швидкості росту da/dN втомної макротріщини від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK у зразках-смугах завдовжки 150 mm і перерізом $40 \times (4 \dots 5)$ mm за циклічного розтягу з асиметрією $R = 0,1$ і частотою $8 \dots 10$ 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 сплавам Д16чТ і В95пчТ1 властива значна варіативність розміру зерна ($30 \dots 120$ і $20 \dots 90$ μm , відповідно): середній розмір у сплаві В95пчТ1 менший приблизно в 1,4 рази, ніж у сплаві Д16чТ. Для обох зафіксували досить рівномірний розподіл первинних інтерметалідів переважно глобулярної форми, які дещо дрібніші у сплаві В95пчТ1: $2 \dots 15$ проти $4 \dots 15$ μm (рис. 2a, b). Локальний хімічний аналіз засвідчив, що кремній і залізо містяться тільки в первинних інтерметалідах, які також багаті на мідь (рис. 2a, b).

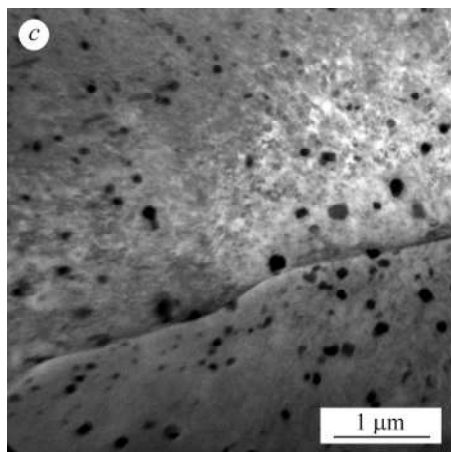
Аналіз тонкої структури, сформованої під час старіння, вказує на те, що в сплаві Д16чТ виділення вторинних інтерметалідів глобулярні, близькі до кулястих, розміром не більше 150 nm, які рівномірно розподілені в тілі зерна, а вздовж меж зерен поодинокі (рис. 2c). В сплаві В95пчТ1 вони також розташовані досить рівномірно, а на межах зерен їх небагато (рис. 2d): розмір глобулярних не перевищує 70 nm, а еліпсоїдних 180 nm. В обох сплавах вторинні інтерметаліди за хімічним складом відповідають первинним (рис. 2a, c і b, d).



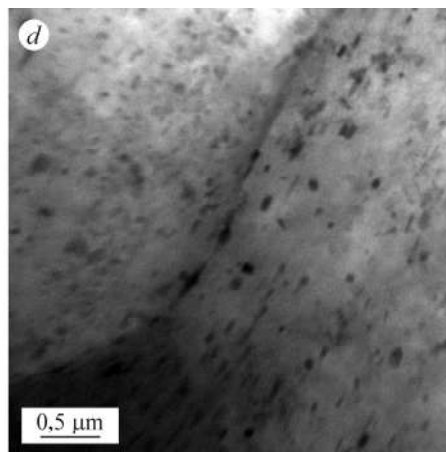
Zone	Element, wt.%						
	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	O
M	93,10	4,28	1,35	0,56	0,00	0,00	0,70
I	67,61	18,37	0,41	2,10	0,24	7,21	4,07



Zone	Element, wt.%								
	Al	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Si	Fe	O
M	91,80	3,63	2,23	1,58	0,23	0,00	0,00	0,00	0,53
I	67,46	4,08	1,77	11,54	1,71	0,17	0,28	10,75	2,25



Zone	Element, wt.%							
	Al	Cu	Mg	Mn	Cr	Ti	Si	Fe
M	95,73	2,58	1,53	0,10	0,00	0,06	0,00	0,00
I	85,98	5,12	1,38	3,89	0,16	0,00	0,30	3,17



Zone	Element, wt.%								
	Al	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Ti	Si	Fe
M	93,20	2,42	2,54	1,84	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
I	85,14	4,29	4,55	2,96	1,90	0,40	0,10	0,29	0,37

Рис. 2. Мікро- (a, b) і наноструктура (c, d), а також локальний хімічний склад сплавів Д16чТ (a, c) і В95пчТ1 (b, d): М – матриця; І – первинні і вторинні інтерметаліди; наведено усереднені дані 3–5 вимірів.

Fig. 2. Micro- (a, b) and nanostructure (c, d) and local chemical composition of Д16чТ (a, c) and В95пчТ1 (b, d) alloys: М – matrix; І – primary and secondary intermetallics; the average data of 3–5 measurements are given.

Під час модельної деградації структура сплавів Д16чТ, В95пчТ1 і В95пчТ2 з пониженим вмістом кремнію і заліза, очевидно, відчутно не змінилася, оскільки їх характеристики міцності, пластичності і тріщиностійкості після різних режимів температурно-силового впливу практично такі ж, як для вихідного стану (табл. 2; рис. 3). При цьому практично сталими залишаються значення структурно чутливої характеристики σ (табл. 2), яка змінюється в межах похибки вимірювань. Зауважимо, що модельно сплави деградували також за вищих номінальних

напружень і тривалішої їх дії (режим М3) порівняно з використовуваним раніше режимом М1 [1, 2].

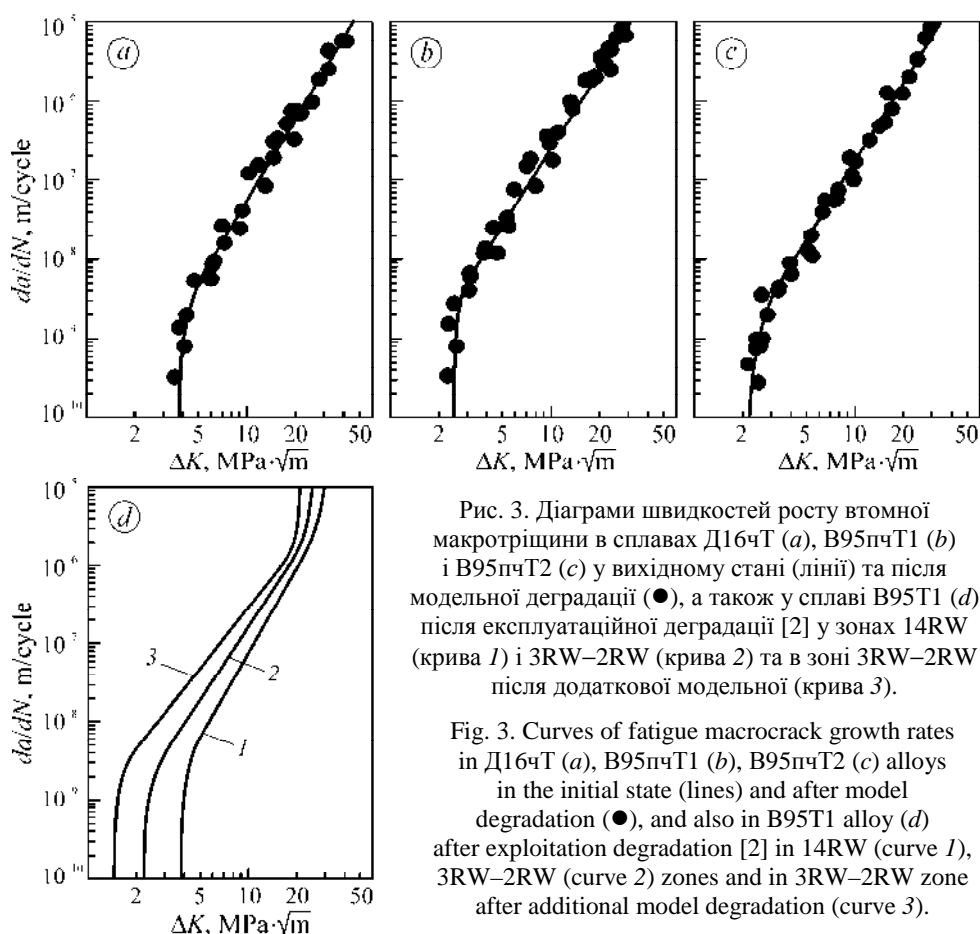


Рис. 3. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в сплавах Д16чТ (а), В95пчТ1 (b) і В95пчТ2 (с) у вихідному стані (лінії) та після модельної деградації (●), а також у сплаві В95Т1 (d) після експлуатаційної деградації [2] у зонах 14RW (крива 1) і 3RW–2RW (крива 2) та в зоні 3RW–2RW після додаткової модельної (крива 3).

Fig. 3. Curves of fatigue macrocrack growth rates in Д16чТ (a), В95пчТ1 (b), В95пчТ2 (c) alloys in the initial state (lines) and after model degradation (●), and also in В95Т1 alloy (d) after exploitation degradation [2] in 14RW (curve 1), 3RW–2RW (curve 2) zones and in 3RW–2RW zone after additional model degradation (curve 3).

Таблиця 2. Фізико-механічні характеристики досліджуваних сплавів

Сплав	Стан матеріалу	σ_{ys}	σ_{UTS}	δ_5 , %	ΔK_{th}	ΔK_{fc}	σ , MS/m
		МПа			МПа·√m		
Д16чТ	Вихідний	344	461	15,1	3,8	45	20,2
	М1	350	470	15,0	–	–	20,2
	М2	345	465	14,8	–	–	20,4
	М3	346	460	15,0	3,8	44	20,3
В95пчТ1	Вихідний	499	544	10,4	2,5	31	21,7
	М1	492	548	10,0	–	–	21,6
	М2	495	546	9,8	–	–	21,8
	М3	490	542	10,2	2,4	30	21,6
В95пчТ2	Вихідний	442	505	11,0	2,2	32	23,9
	М3	444	506	10,8	2,2	32	23,8
В95Т1	Експл. (14RW) [2]	480	521	11,0	3,8	30	21,0
	Експл. (3RW–2RW) [2]	490	518	6,0	2,3	24	24,0
	(3RW–2RW) + М3	484	516	4,6	1,4	21	24,3

Примітка: подано усереднені дані випробувань 3–5 зразків; RW – нервюра крила (rib of the wing).

Експлуатаційна деградація сплаву В95Т1 з підвищеним вмістом кремнію і заліза зумовлювала суттєву зміну його фізико-механічних характеристик: порівняно з матеріалом у зоні 14НК, де він близький до вихідного, в зоні 3НК–2НК падають характеристики δ , ΔK_{th} , ΔK_{fc} і зростає σ (табл. 2). Після додаткової модельної деградації за режимом М3 механічні характеристики (δ , ΔK_{th} , ΔK_{fc}) зразків сплаву В95Т1, вирізаних у зоні 3НК–2НК обшивки крила, знижуються суттєвіше за деякого підвищення електропровідності (табл. 2). Особливо це стосується опору росту втомної макротріщини (рис. 3*d*), коли поріг втоми ΔK_{th} падає ще на 39%.

Таким чином, виявили позитивний вплив зниження вмісту домішок кремнію і заліза у сплавах типу Д16 і В95 на послаблення їх схильності до деградації під час тривалої експлуатації.

Мікрофрактографічний аналіз засвідчив, що за високих швидкостей росту втомної тріщини $da/dN \sim 10^{-6}$ m/cycle, коли завжди можна фіксувати мікроособливості зламу, властиві крихким мікромеханізмам її поширення, для сплаву В95пчТ1 після модельної деградації вони практично відсутні (рис. 4*a*): реалізується, в основному, в'язкий ямковий мікромеханізм руйнування, де дрібні ($\sim 10 \mu\text{m}$) рівномірно розподілені включення інтерметалідів не є ініціаторами локального мікророзтріскування.

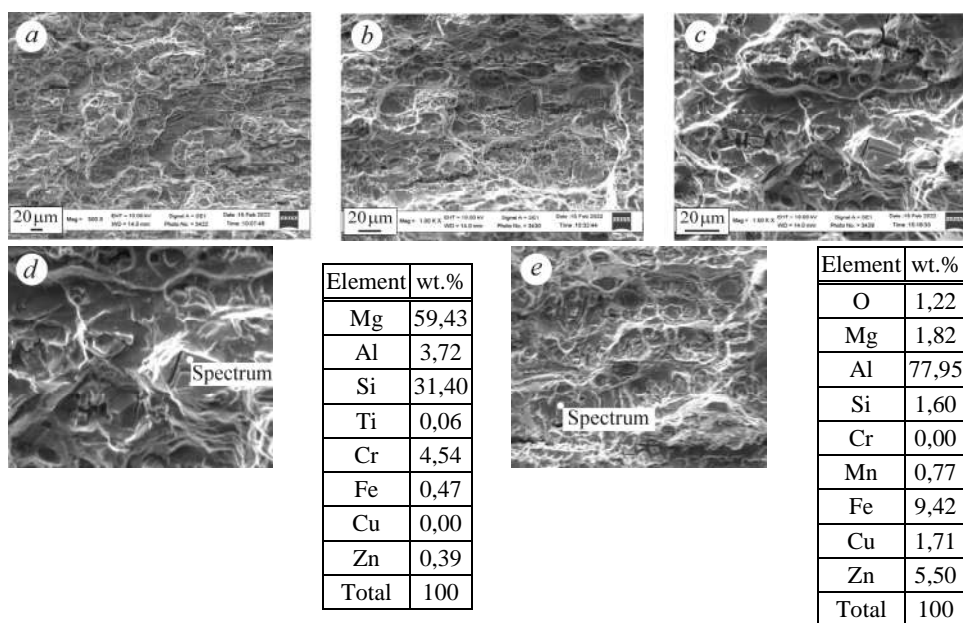


Рис. 4. Мікрофрактограми (*a–c*) за швидкості росту втомної тріщини $da/dN \sim 10^{-6}$ m/cycle і локальний хімічний склад (*d, e*) сплавів В95пчТ1 після модельної (*a*) та В95Т1 після експлуатаційної деградації в зоні 3НК–2НК крила і додаткової модельної за режимом М3 (*b–e*).

Fig. 4. Microfractograms (*a–c*) at the rate of fatigue crack growth $da/dN \sim 10^{-6}$ m/cycle and local chemical composition (*d, e*) of the В95пчТ1 alloy after model degradation (*a*) and В95Т1 alloy after exploitation degradation in 3RW–2RW wing zone and additional model degradation according to M3 regime (*b–e*).

Іншу картину спостерігали в зламах сплаву В95Т1 після експлуатаційної в зоні 3НК–2НК крила і додатково модельної деградації (рис. 4*b, c*): видно значні зони крихкого руйнування і вторинні мікротріщини, що спричинене розтріску-

ванням великих ($> 20 \mu\text{m}$) інтерметалідів та розшаруванням уздовж їх меж з матрицею. Локальний хімічний аналіз виявив, що ці інтерметаліди подібні до описаних в літературі типу Mg_2Si (рис. 4d) і $(\text{Fe}, \text{Zn}, \text{Cu}, \text{Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ (рис. 4e).

ВИСНОВКИ

Встановлено, що відома [1, 2] деградація під час тривалої (40 років) експлуатації сплаву В95Т1 з високим вмістом кремнію і заліза (до 0,5 wt.% кожного) зумовлена локальним мікророзтріскуванням великих ($> 20 \mu\text{m}$) включень інтерметалідів та розшаруванням уздовж міжфазних меж інтерметалід–матриця. Після модельної деградації сплавів Д16чт, В95пчТ1 і В95пчТ2 з пониженим вмістом кремнію (0,08...0,18 wt.%) і заліза (0,2...0,23 wt.%) порівняно з вихідним станом відносно видовження δ , поріг втоми ΔK_{th} , циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} і питома електропровідність σ , які чутливі до деградації алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 під час їх довготривалої експлуатації [1, 2], практично не змінюються.

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**, October. – 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. *Кишкіна С. И.* Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1981. – 280 с.
7. *Фриляндер И. Н.* Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
8. *Белецкий В. М., Кривов Г. А.* Алюминиевые сплавы. Состав, свойства, технология, применение. – К.: КОМИНТЕХ, 2005. – 366 с.
9. *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.
10. *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.
11. *Standard test methods for measurement of fatigue crack growth rates, ASTM E647-08, V03.01, ASTM, 2008.*

Одержано 27.01.2022