

УДК 669.715

ВПЛИВ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ НА СТРУКТУРУ І ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ТИПУ Д16 І В95

О. П. ОСТАШ¹, І. М. АНДРЕЙКО¹, Л. І. МАРКАШОВА²,
Ю. В. ГОЛОВАТЮК¹, О. І. СЕМЕНЕЦЬ³, Л. Б. КОВАЛЬЧУК³

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

² Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона, Київ;

³ ДП "АНТОНОВ", Київ

Встановлено факт деградації властивостей алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 обшивки крила літака Ан-12 після тривалої експлуатації впродовж 40 років, яка проявляється, у першу чергу, у зниженні їх пластичності (відносного видовження δ) і характеристик циклічної тріщиностійкості (порога втоми ΔK_{th} і циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc}). Виявлено, що погіршення механічних характеристик цих сплавів пов'язане зі змінами їх тонкої структури і мікромеханізмів руйнування, які залежать від навантаженості різних зон крила. Встановлено, що за зміною питомої електропровідності деградованих сплавів можна контролювати цей процес.

Ключові слова: втома, циклічна тріщиностійкість, експлуатаційна деградація, тонка структура, питома електропровідність.

Обґрунтувати методологію продовження ресурсу тривало експлуатованих літаків – це актуальна комплексна проблема. Тут найважливіше врахувати експлуатаційну деградацію властивостей конструкційних матеріалів, адже на сьогоднішні її практично не беруть до уваги, встановлюючи залишковий ресурс елементів конструкцій, який, як правило, розраховують за результатами дефектоскопічного контролю і вихідними (як на стадії проектування) механічними характеристиками матеріалів. Проте залежно від технології їх виробництва і умов експлуатації (механічних навантажень, агресивності експлуатаційного середовища тощо) ці характеристики можуть змінюватися [1]. Тому випробування витривалості авіаційних конструкцій виявили суттєвий вплив напрацювання [2]. Зокрема, довговічність крила літака після експлуатації понад 20 років може становити 30...80% від довговічності нового крила. При цьому в'язкість руйнування на 10...20% нижча, а швидкість росту втомної тріщини у 1,5–5 рази вища проти матеріалів у вихідному стані.

Встановлено [1, 3], що після модельного деградування структурно-фазовий стан сплавів Д16чТ і В95пчТ1 практично не змінюється, а суттєво – їх тонка структура. При цьому характер розподілу включень інтерметалідів (розміром до 0,5 μm) практично однаковий у вихідному і деградованому станах, але в останньому випадку вони часто зруйновані і можуть слугувати джерелом розвитку субмікротріщин. Сплави у цих станах різняться кількістю дисперсних включень (розміром 0,01... 0,05 μm), яка після деградації значно зростає, зокрема біля меж зерен, де локалізуються інтенсивні смуги ковзання, що свідчить про вичерпання ресурсу пластичності у певних мікронах матеріалу. Тому для деградованих сплавів Д16чТ і В95пчТ1 характеристики пластичності знижуються, зокрема, відносне видовження δ – у 2,7 і 2,2 рази, відповідно [3, 4].

Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: ostash@ipm.lviv.ua

Традиційними для обшивки планера літаків є алюмінієві сплави типу Д16 (система Al–Cu–Mg) і В95 (система Al–Zn–Mg–Cu) у загартованому і природно (сплави Д16) чи штучно (сплави В95) зістареному вихідному станах (аналоги відомих за кордоном сплавів 2024-T3 і 7075-T6, відповідно). Тому термомеханічний експлуатаційний фактор [1] може по-різному впливати на їх деградацію (структурно-фазовий стан і механічні характеристики). Результати про вплив тривалої експлуатації на властивості матеріалів обшивки крила літака залежно від рівня його навантаженості в літературі відсутні.

Мета дослідження – вивчити структурні зміни алюмінієвих сплавів Д16АТНВ і В95Т1 після тривалої експлуатації в різних зонах обшивки крила літака та їх вплив на службові характеристики і мікромеханізм утомного руйнування цих сплавів.

Матеріали та методика. Випробували сплави Д16АТНВ і В95Т1 з підвищеним вмістом домішок заліза і кремнію (0,5% Si; 0,5% Fe) після експлуатації 40 років у нижній і верхній обшивках крила літака АН-12. Зразки вирізали з обшивки в околі нервюру крила № 2; 4; 12 і 14 (2RW–14RW) між стрингерами № 4 і 6 (4St і 6St) по хорді крила (рис. 1).

Параметри короточасної міцності визначали на плоских стандартних зразках, а циклічну тріщиностійкість – на компактних (СТ, $W = 40 \text{ mm}$), будуючи залежності швидкості росту втомною тріщини da/dN від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) ΔK за асиметрії $R = 0,1$ і частоти 10 Hz циклу навантаження за стандартною методикою.

При цьому тонкі СТ-зразки навантажували не безпосередньо через палець (рис. 2), а через спеціальні гартовані втулки з гострими концентричними рівчачками на торці, які з двох боків притиснуті гайками до зразка. Тут КІН у вершині тріщини практично не залежить від способу прикладання зосередженої сили, коли еквівалентна довжина тріщини $(a+h)/W > 0,2$, де a – реальна довжина тріщини; h – довжина вирізу [5]. Характеристиками циклічної тріщиностійкості матеріалів у низькоамплітудній ділянці діаграми da/dN - ΔK вибрано поріг втоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10^{-10}}$, а у високоамплітудній – циклічну в'язкість руйнування $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10^{-5}}$, тобто розмахі ΔK за швидкості росту тріщини $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} m/cycle , відповідно.

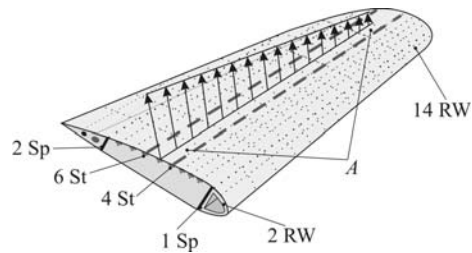
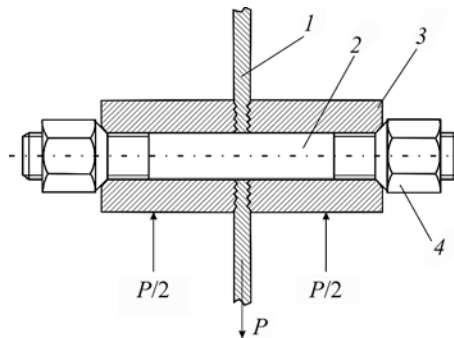


Рис. 1. Місце (зона А) вирізання зразків з нижньої та верхньої обшивки крила: RW – нервюра крила; St – стрингер; Sp – лонжерон.

Fig. 1. Zone A of specimens cutting out from the lower and upper aircraft wing skins: RW – rib of the wing; St – stringer; Sp – spar.

Рис. 2. Схема навантаження тонкого зразка під час випроб на циклічну тріщиностійкість: 1 – зразок; 2 – палець; 3 – втулка; 4 – гайка.

Fig. 2. Loading scheme of a thin specimen under fatigue test: 1 – sample; 2 – finger; 3 – bushing; 4 – nut.



Тонку структуру сплавів вивчали на фольгах, виготовлених шляхом іонно-плазмового стоншення, використовуючи трансмісійний електронний мікроскоп

“JEOL-200CX” за збільшення до 30000 разів. Локальну густину дислокацій визначали за методикою Хема [6]. Для мікрофрактографічного аналізу зразків і виявлення мікромеханізму втомного руйнування застосовували сканувальний електронний мікроскоп Zeis-EVO 40 XVP за збільшення до 1000 разів. Питому електропровідність сплавів вимірювали вихрострумовим методом за допомогою приладу ВЕП-21 [7].

Результати та їх обговорення. В обшивці крила літака діють напруження, спричинені інерційними навантаженнями від маси крила, зосереджені навантаження від агрегатів та вантажів, а також аеродинамічні сили в польоті, під час злету і посадки. Результати тензометрування напруженого стану обшивки крила, отримані у ДП “АНТОНОВ”, засвідчили (рис. 3), що локальні еквівалентні напруження змінюються по хорді верхніх і нижніх панелей та вздовж крила від нервюри № 2 до нервюри № 14 (див. рис. 1). Для нижніх панелей подано еквівалентні напруження програми стендового випробування, для верхніх – типового польоту. Еквівалентні напруження у нижній і верхній обшивках крила біля кореня крила (в околі нервюри № 12) відповідно у 3 і 2,6 рази більші, ніж на краю крила (в околі нервюри № 14).

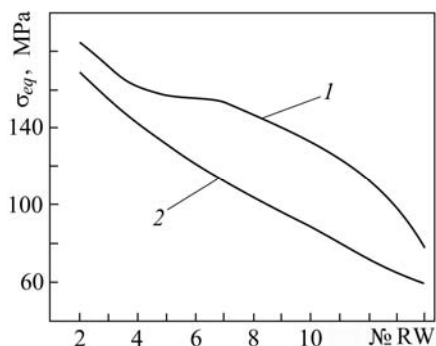


Рис. 3. Рівень прикладених еквівалентних напружень у нижній (крива 1) і верхній (крива 2) обшивках крила літака в зоні різних нервюр (RW), встановлений за результатами відповідних тензометричних вимірювань.

Fig. 3. The level of applied equivalent stresses in the bottom (curve 1) and upper (curve 2) aircraft wing skins in the area of various ribs (RW) adjusted according to the relevant strain gage measurements.

Тонка структура. Використовували зразки сплавів Д16АТНВ і В95Т1, вирізані з найменше (14RW) та найбільше (2RW) навантажених зон обшивки крила. Враховуючи результати досліджень мікроструктури сплавів типу Д16 та В95 після модельної деградації [3], коли змінювалася лише тонка структура, оцінювали густину дислокацій в об’ємі зерна, в околі їх меж, а також біля міжфазних меж інтерметалід–матриця (рис. 4). Виявили (табл. 1), що під час експлуатації дислокації накопичуються біля меж зерен і, особливо, біля міжфазних меж, а також встановили, що в зоні нервюри № 14 їх густина у тілі зерен $\rho = (1...2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а в околі меж зерен у 5,5 рази вища для сплаву Д16АТНВ і у 4 рази – для сплаву В95Т1. Зі збільшенням еквівалентних напружень (з переходом від нервюри № 14 до нервюри № 2) процеси мікротекучості та вичерпання ресурсу локальної пластичності інтенсифікуються: густина дислокацій у тілі зерен у сплаві В95Т1 зростає до $1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, а у сплаві Д16АТНВ – до $8,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; біля меж зерен $\rho = 2,5 \cdot 10^{11}$ і $9,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, відповідно. При цьому для сплаву В95Т1 зафіксовано ділянки значної локалізації дислокацій біля міжфазних меж, де їх густина становить $3,6 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, що спричиняє локальне розтріскування матеріалу (рис. 4i).

Використовуючи відому залежність [8]

$$\tau_{loc} = G \cdot b \cdot \rho \cdot t / \pi \cdot (1 - \nu),$$

де $G = 27000 \text{ МПа}$ – модуль зсуву; $b = 2,86 \cdot 10^{-8} \text{ см}$ – вектор Бюргерса; $\nu = 0,34$ – коефіцієнт Пуассона; $t = 2 \cdot 10^{-5} \text{ см}$ – товщина фольги, порівняли локальні внутрішні напруження τ_{loc} в мікрооб’ємах досліджуваних сплавів з теоретичною міц-

ністю $\tau_T = 0,1G = 2700$ МПа алюмінієвих сплавів (табл. 1). Встановили, що вони сумірні (сплав Д16АТНВ) зі значенням τ_T або близькі (сплав В95Т1) до нього. В окремих випадках, коли в деградованому сплаві В95Т1 зафіксоване розтріскування міжфазними межами інтерметалід–матриця і по тілу інтерметалідів (рис. 4*і*), рівень τ_{loc} сягає значення τ_T (табл. 1). Така зміна тонкої структури деградованих алюмінієвих сплавів має впливати на їх механічну поведінку, як у сплавах після модельної деградації [4].

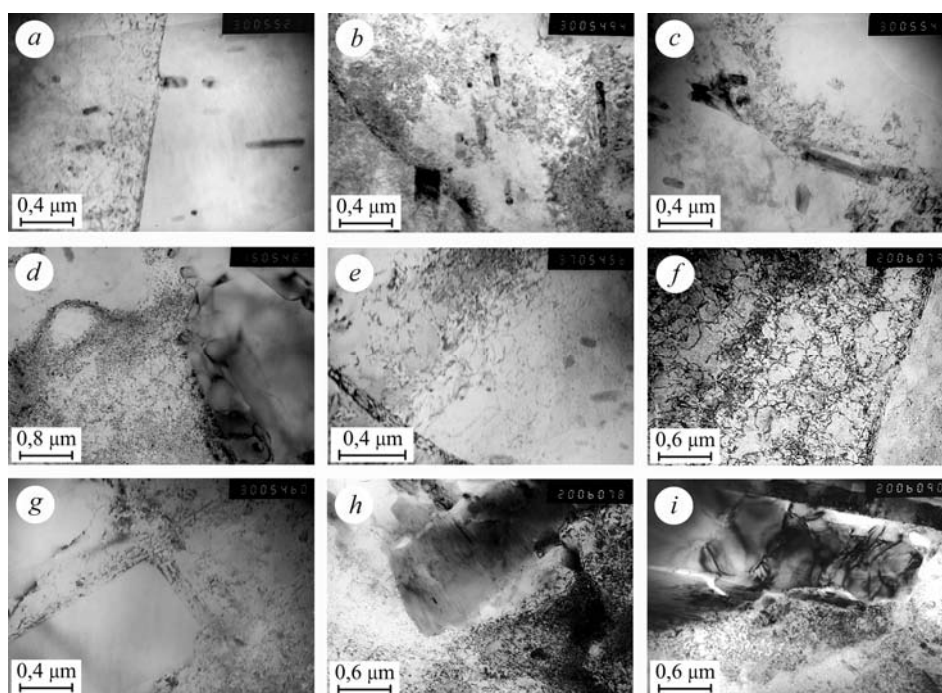


Рис. 4. Тонка структура сплавів Д16АТНВ (а–d) і В95Т1 (е–і) після тривалої експлуатації в зонах нервюр № 14 (а, с, е, g) і № 2 (b, d, f, h, i).

Fig. 4. Fine structure of Д16АТНВ (a–d) and В95Т1 (e–i) alloys after long-term exploitation in the area of ribs № 14 (a, c, e, g) and № 2 (b, d, f, h, i).

Таблиця 1. Густина дислокацій та локальні внутрішні напруження в сплавах після тривалої експлуатації залежно від навантаженості зони обшивки крила літака

Сплав	Зона обшивки							
	14RW				2RW			
	тіло зерен		в околі меж зерен		тіло зерен		в околі меж зерен або міжфазних меж інтерметалід–матриця *)	
	ρ , см^{-2}	τ_{loc} , МПа	ρ , см^{-2}	τ_{loc} , МПа	ρ , см^{-2}	τ_{loc} , МПа	ρ , см^{-2}	τ_{loc} , МПа
В95Т1	$2 \cdot 10^{10}$	150	$8 \cdot 10^{10}$	600	$1 \cdot 10^{11}$	750	$2,5 \cdot 10^{11}$ $3,6 \cdot 10^{11*}$	1850 2640*)
Д16АТНВ	$1 \cdot 10^{10}$	75	$5,5 \cdot 10^{10}$	410	$8,5 \cdot 10^{10}$	635	$9,5 \cdot 10^{10}$	710

Механічні характеристики. Оскільки відсутні результати про механічні властивості цих сплавів у вихідному стані, їх деградацію оцінювали за станом у найменш навантаженій частині крила (в околі нервюри № 14). Встановили (табл. 2), що зміна характеристик короткочасної міцності і пластичності матеріалів нижньої (сплав Д16АТНВ) та верхньої (сплав В95Т1) обшивок після тривалої експлуатації залежить від рівня еквівалентних напружень (див. рис. 3): за переходу від зони нервюри № 14 до зони нервюри № 2 вона тим суттєвіша, що вищі напруження.

Таблиця 2. Характеристики короткочасної міцності та пластичності сплавів Д16АТНВ і В95Т1 після тривалої експлуатації ^{*)}

Сплав	Місце вирізання зразка (№ нервюри)	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %
		МПа		
Д16АТНВ	14	487	408	14
	12	489	408	13
	4	496	421	12
	2	498	423	11
В95Т1	14	521	480	11
	12	528	494	10
	4	523	497	7
	2	518	490	6

^{*)} Усереднені дані випробувань 3–5 зразків.

Високоміцний сплав В95Т1 схильніший до деградації, оскільки його відносне видовження δ знижується в зоні нервюри № 2 порівняно із зоною нервюри № 14 практично удвічі, тоді як сплаву Д16АТНВ – на 20%. При цьому їх міцнісні властивості (σ_B , $\sigma_{0,2}$) змінюються мало (на 2...3%). Отже, тенденції зміни характеристик короткочасної міцності та пластичності експлуатованих сплавів Д16АТНВ та В95Т1 такі самі, як і сплавів типу Д16 і В95 після модельної деградації [4].

Довготривала експлуатація сплавів суттєвіше впливає на характеристики циклічної тріщиностійкості, ніж на міцність. Їх визначають на основі діаграм швидкостей росту втомної тріщини – залежностей $da/dN-\Delta K$, які для матеріалу в околі нервюри № 2 зміщуються вліво для обох сплавів, що свідчить про більшу тут деградацію матеріалу, ніж у зоні нервюри № 14, через вищі експлуатаційні напруження (рис. 5). При цьому, як і після модельної деградації [4], найчутливішим до експлуатаційної деградації є поріг втоми ΔK_{th} (табл. 3): для сплаву Д16АТНВ він падає на 22%; для сплаву В95Т1 – на 40%. Тоді як циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} знижується на 6 і 20% відповідно. Таким чином, за характеристиками пластичності і циклічної тріщиностійкості сплав В95Т1 схильніший до деградування під час тривалої експлуатації.

Порівняння діаграм $da/dN-\Delta K$, отриманих для сплавів Д16АТНВ і В95Т1 після тривалої експлуатації (рис. 5) та сплавів Д16чТ і В95пчТ1 у стані постачання і після модельної деградації [1, 4], виявило, що за пороговою циклічною тріщиностійкістю вони чітко ранжуються (рис. 6): найвищим порогом втоми ΔK_{th} володіють сплави у стані постачання (криві 1), найнижчим – експлуатовані в околі нервюри № 2 (криві 4), де рівень еквівалентних напружень був найвищим (170...185 МПа). Сплави після експлуатації в околі нервюри № 14 (криві 3), де експлуатаційні еквівалентні напруження становили 55...80 МПа, за циклічною тріщиностійкістю близькі до сплавів у вихідному стані (криві 1).

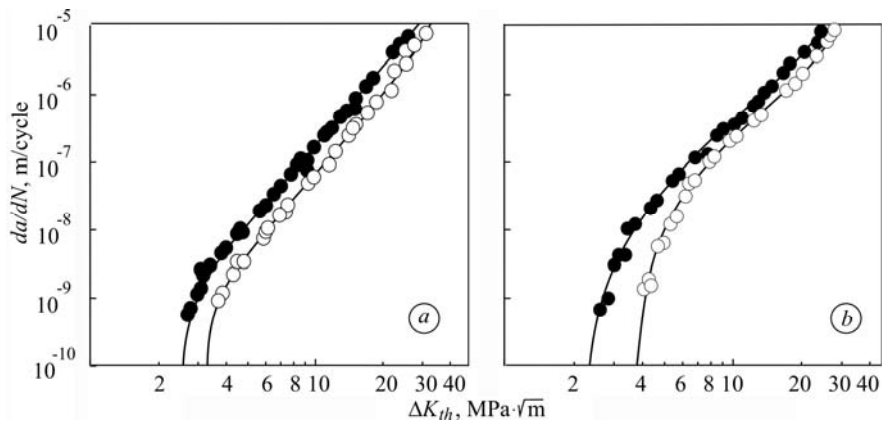


Рис. 5. Порівняння діаграм швидкостей росту втомної макротріщини сплавів Д16АТНВ (а) і В95Т1 (б) після експлуатаційної деградації в зоні нервюр № 2 (●) і № 14 (○).

Fig. 5. Comparison of fatigue crack growth rates for Д16АТНВ (а) and В95Т1 (б) alloys after in-service degradation in the area of ribs № 2 (●) and № 14 (○).

Таблиця 3. Зміна характеристик циклічної тріщиностійкості сплавів типу Д16 і В95

Сплав	Стан матеріалу	Місце вирізання зразка ^{*)}	ΔK_{th}	ΔK_{fc}
			MPa·√m	
Д16АТНВ	Експлуатаційна деградація	14RW	3,2	32
		2 RW	2,5	30
В95Т1		14 RW	3,8	30
		2 RW	2,3	24
Д16чТ	Вихідний стан	[1, 4]	4,1	45
	Модельна деградація		3,0	35
В95пчТ1	Вихідний стан		4,0	35
	Модельна деградація		3,1	23

^{*)} 14 RW і 2 RW – нервюри крила № 14 і № 2; [1, 4] – раніше опубліковані результати.

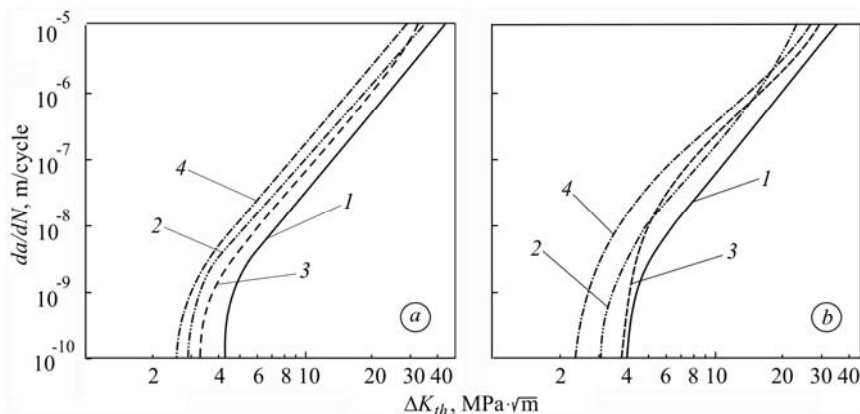


Рис. 6. Порівняння діаграм швидкостей росту втомної макротріщини сплавів типу Д16 (а) і В95 (б): 1 і 2 – вихідний стан і модельна деградація (сплави Д16чТ і В95пчТ1) [1, 4]; 3 і 4 – після експлуатаційної деградації в зоні нервюр № 14 і № 2 (сплави Д16АТНВ і В95Т1).

Fig. 6. Comparison of fatigue crack growth rates for Д16 (а) and В95 (б) aluminum alloys: 1 and 2 – in as-received state and after model degradation (Д16чТ and В95пчТ1 alloys) [1, 4]; 3 and 4 – after in-service degradation in the area of ribs № 14 and № 2 correspondingly (Д16АТНВ and В95Т1 alloys).

Таке зіставлення умовне, оскільки сплави у вихідному стані (Д16чТ і В95пчТ1) і експлуатовані (Д16АТНВ і В95Т1) різняться технологією виробництва, зокрема чистотою за домішками заліза і кремнію. Тому ступінь експлуатаційної деградації за відсутності даних у вихідному стані доцільно оцінювати, порівнюючи властивості матеріалів у заданій зоні обшивки і матеріалу в найменш навантаженій в умовах експлуатації зоні крила (нерв'юра № 14).

Циклічна тріщиностійкість сплавів після модельної деградації (криві 2) близька до визначеної для сплавів після експлуатації в околі нерв'юри № 2 (криві 4), що свідчить про ефективність розробленої методики деградації сплавів типу Д16 і В95 у лабораторних умовах [1]. Загалом можна констатувати, що деградацію алюмінієвих сплавів типу Д16 та В95 визначають механічні напруження під час тривалої експлуатації, при цьому сплав В95Т1 схильніший до неї, ніж сплав Д16АТНВ.

Тонка структура сплавів під час тривалої експлуатації визначає вичерпання їх ресурсу пластичності та зниження відносного видовження δ і порога втоми ΔK_{th} , про що свідчать залежності δ і ΔK_{th} від $\bar{\rho}$ і $\bar{\tau}_{loc}$ – усереднених значень, поданих в табл. 1 для тіла зерен і околу їх меж (рис. 7).

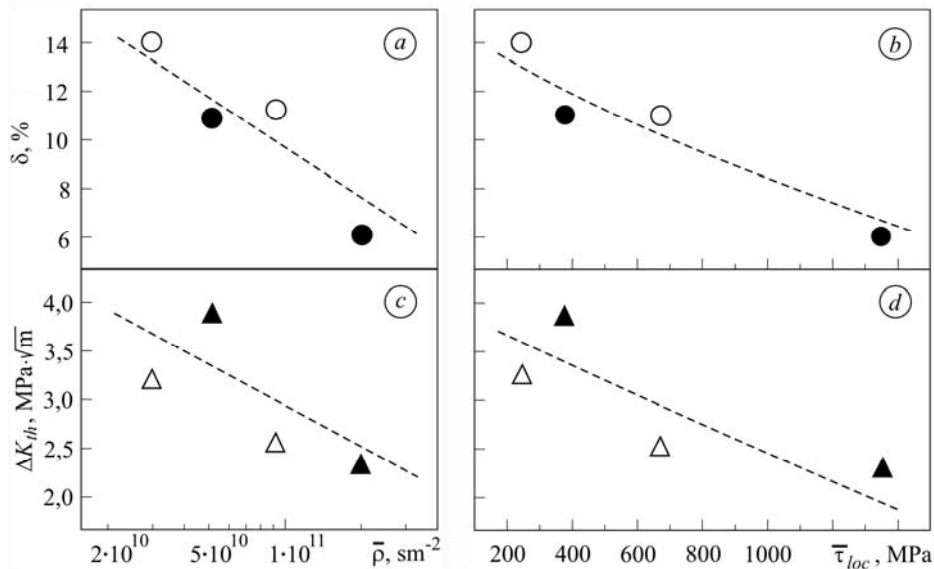


Рис. 7. Залежності відносного видовження (a, b) і порога втоми (c, d) від усереднених значень густини дислокацій (a, c) і локальних внутрішніх напружень (b, d) для сплавів Д16АТНВ (○, △) та В95Т1 (●, ▲) після тривалої експлуатації.

Fig. 7. Dependences of the relative elongation (a, b) and fatigue threshold (c, d) versus the averaged values of dislocation density (a, c) and local internal stresses (b, d) for Д16АТНВ (○, △) and В95Т1 (●, ▲) alloys after long-term exploitation.

Мікрофрактографічний аналіз. Вищенаведені закономірності зміни кінетики втомного руйнування алюмінієвих сплавів після тривалої експлуатації зумовлені особливостями мікромеханізму росту втомної тріщини: розшаруванням уздовж площин ковзання у низькоамплітудній області навантаження та ямковим механізмом у високоамплітудній. За низьких амплітуд навантаження у зламах зразків зі сплаву Д16АТНВ, вирізаних з зони нерв'юри № 2, зростає площа ділянок циклічного квазівідколу проти зони нерв'юри № 14. Це проявляється у відносному зниженні порога втоми ΔK_{th} (табл. 3). У високоамплітудній області відносне падіння циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} можна пов'язати зі зміною високоенергоємного ямкового механізму росту тріщини (рис. 8a, c) на низькоенергоємний (рис. 8b, d), що зумовлено впливом інтерметалідних включень: зроста-

ють декогезія і мікророзтріскування на межах включення–матриця, а також розтріскування інтерметалідів. Це узгоджується з розглянутими особливостями тонкої структури деградованих сплавів (див. рис. 4i). Більшу схильність високоміцного сплаву В95Т1 до деградування під час тривалої експлуатації (зміни тонкої структури та характеристик пластичності і циклічної тріщиностійкості) порівняно зі сплавом Д16АТНВ підтверджують мікрофрактографічні особливості зламів, де домінують ділянки квазівідколу і розшарувань межами інтерметалід–матриця та інтенсифікується розтріскування інтерметалідів (рис. 8d).

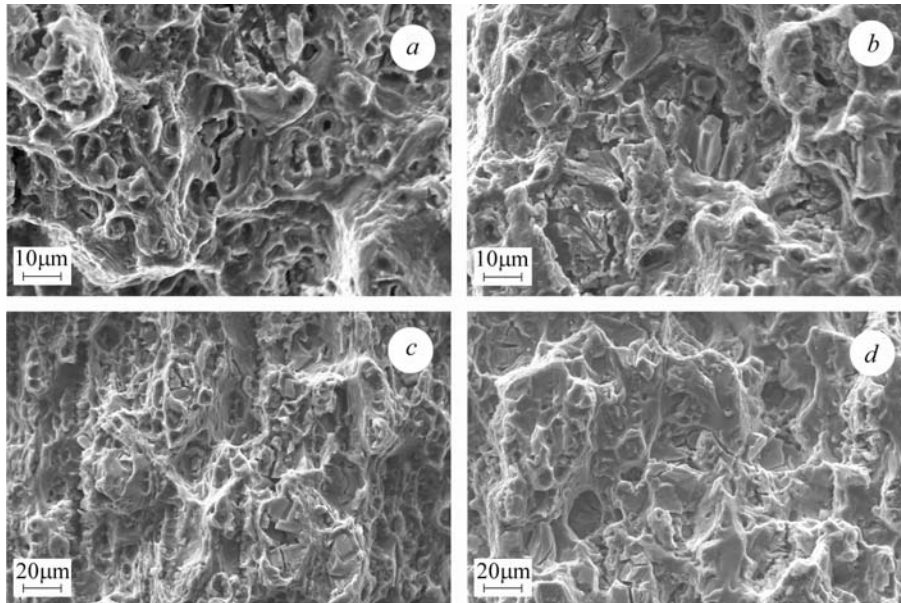


Рис. 8. Мікрофрактограми сплавів Д16АТНВ (a, b) і В95Т1 (c, d) після експлуатаційної деградації в зоні нервюр № 14 (a, c) і № 2 (b, d) при $da/dN = 10^{-6} \dots 10^{-5}$ m/cycle.

Fig. 8. Microfractographies of Д16АТНВ (a, b) and В95Т1 (c, d) alloys after in-service degradation in the area of ribs № 14 (a, c) and № 2 (b, d) for fatigue crack growth rate $da/dN = 10^{-6} \dots 10^{-5}$ m/cycle.

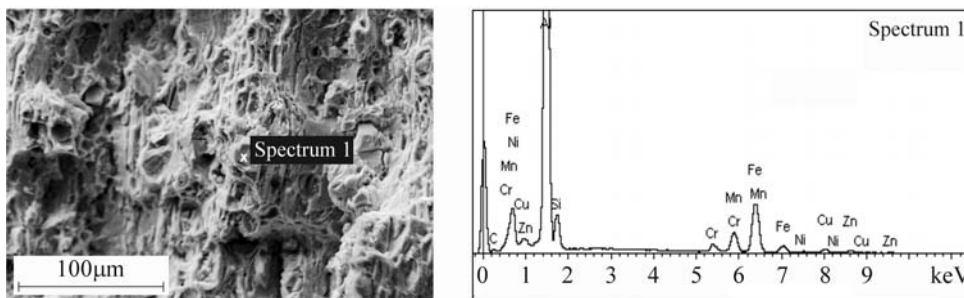


Рис. 9. Мікрофрактограма і локальний аналіз вмісту хімічних елементів у включенні вторинної фази сплаву В95Т1 після експлуатаційної деградації.

Fig. 9. Microfractography and local analysis of chemical elements content in the second phase inclusion of В95Т1 aluminum alloy after in-service degradation.

Локальний хімічний аналіз вторинних включень, виявлених на дні ямок, засвідчив (рис. 9) високий вміст заліза (до 18 mass.%) і кремнію (до 6 mass.%), тобто включення можуть бути інтерметалідами типу $(\text{Cu}, \text{Fe}, \text{Mn})\text{Al}_6$, $(\text{Cu}, \text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, FeAl_6 , Mg_2Si [9], розмір яких для досліджених сплавів сягає 5...10 μm. Отже, зниження циклічної тріщиностійкості деградованих алюмініє-

вих сплавів пов'язано з декогезією цих інтерметалідів з матрицею та їх розтріскуванням, у чому і проявляється відомий [10, 11] негативний вплив домішок заліза і кремнію на службові характеристики алюмінієвих сплавів типу Д16 та В95.

Моніторинг експлуатаційної деградації матеріалів обшивки крила літака. Аналіз даних для сплавів Д16чТ і В95пчТ1 у вихідному і модельно деградованому станах вказував на можливість моніторингу деградації конструкційних алюмінієвих сплавів методом вихрострумової структуроскопії [7], коли зниженню відносного видовження δ у 2–3 рази і порога втоми ΔK_{th} у 1,3–1,4 рази відповідає ріст їх питомої електропровідності χ у 1,2–1,3 рази, що значно перевищує встановлену зміну (в 1,03–1,05 рази) фізичних параметрів, які використовують для діагностики стану матеріалів [12, 13].

Отримані результати (рис. 10) дослідження сплавів Д16АТНВ і В95Т1 після тривалої експлуатації підтверджують ефективність такого моніторингу. Значення χ максимально деградованого матеріалу обшивки в зоні нервюри № 2 зростає у 1,08 рази для сплаву Д16АТНВ і у 1,15 рази для сплаву В95Т1 порівняно з мінімально деградованим матеріалом у зоні нервюри № 14. Вони також вказують на можливість визначення критичних зон в обшивці крила літака під час експлуатації чи стендових випробувань.

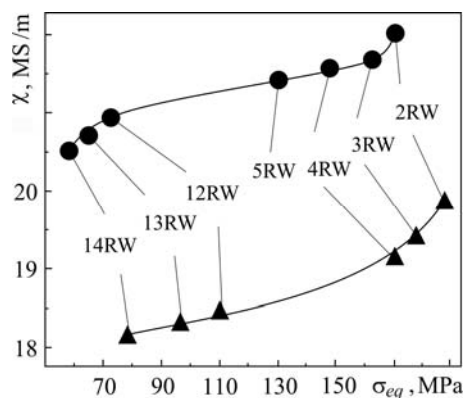


Рис. 10. Залежність питомої електропровідності χ сплавів Д16АТНВ (▲) і В95Т1 (●) у різних зонах нижньої і верхньої обшивок крила від експлуатаційних напружень в околі різних нервюр (див. рис. 3).

Fig. 10. Dependences of electrical conductivity χ of Д16АТНВ (▲) and В95Т1 (●) alloys in different zones of the bottom and upper aircraft wing skins on the level of exploitation stresses in the area of different ribs (see Fig. 3).

ВИСНОВКИ

Підтверджено деградацію властивостей матеріалів обшивки крила літака Ан-12 після експлуатації впродовж 40 років, що необхідно враховувати, оцінюючи залишковий ресурс таких літаків. Показано, що деградація властивостей тривало експлуатованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 проявляється, у першу чергу, у зниженні їх пластичності (відносного видовження δ) і характеристик циклічної тріщиностійкості (порога втоми ΔK_{th} і циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc}), які визначають втомну довговічність елементів конструкцій. Встановлено, що таке погіршення механічних характеристик пов'язане зі змінами їх тонкої структури і мікромеханізмів руйнування, які залежать від навантаженості різних зон крила, що можна оцінювати неруйнівним методом за питомою електропровідністю цих сплавів.

РЕЗЮМЕ. Установлен факт деградации свойств алюминиевых сплавов типа Д16 и В95 обшивки крыла самолета Ан-12 после длительной эксплуатации на протяжении 40 лет, которая проявляется, в первую очередь, в снижении их пластичности (относительного удлинения δ) и характеристик циклической трещиностойкости (порога усталости ΔK_{th} и циклической вязкости разрушения ΔK_{fc}). Выявлено, что ухудшение механических характеристик этих сплавов связано с изменениями их тонкой структуры и микромеханизмов разрушения, которые зависят от уровня нагруженности разных зон крыла. Установлено, что по изменению удельной электропроводности деградированных сплавов можно контролировать этот процесс.

SUMMARY. The fact of the properties degradation of D16 and B95 aluminum alloys of the An-12 airplane wing skin after long-term exploitation (for 40 years) is established. It is demonstrated first of all by the reduction of their plasticity (relative elongation δ) and of fatigue crack growth resistance characteristics (threshold fatigue ΔK_{th} and cyclic fracture toughness ΔK_{fc}). It is shown that reduction of the mechanical properties of these alloys is associated with changes in their fine structure and fracture micromechanism, depending on the level of different wing zones loading. It is established that the change in the electrical conductivity of degraded alloys allows the reliable monitoring of the degradation process.

1. *Осташ О. П., Андрейко І. М., Головатюк Ю. В.* Деградація матеріалів і втомна довговічність тривало експлуатованих авіаконструкцій // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – **42**, № 4. – С. 5–16.
(*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. *Nesterenko G. I.* Fatigue and damage tolerance of ageing aircraft structures // I. Soc. Non-Destructive Testing Monitoring Diagnostics. – 2000. – **V. XXI**, № 3. – P. 20–28.
3. *Структурно-фазовий стан і фізико-механічні властивості деградованих алюмінієвих сплавів типу D16 і B95 / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, Ю. В. Головатюк, Л. Б. Ковальчук // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – 44, № 6. – С. 5–11.*
(*Ostash O. P., Andreiko I. M., Holovatyuk Yu. V., and Koval'chuk L. B.* Structural-phase state and physicomechanical properties of degraded D16- and V95-type aluminum alloys // Materials Science. – 2008. – **44**, № 6. – P. 739–746.)
4. *Вплив корозивного середовища на втомну довговічність деградованих алюмінієвих сплавів типу D16 і B95 / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, Ю. В. Головатюк, О. І. Семенець // Там же. – 2008. – 44, № 5. – С. 75–85.*
(*Ostash O. P., Andreiko I. M., Holovatyuk Yu. V., and Semenets' O. I.* Effect of corrosive media on the fatigue life of degraded D16- and V95-type aluminum alloys // Ibid. – 2008. – **44**, № 5. – P. 672–682.)
5. *Ярема С. Я.* Напряженное состояние дисков с трещинами, рекомендуемых в качестве образцов для исследования сопротивления материалов развитию трещин // Там же. – 1976. – №4. – С. 25–39.
6. *Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. (пер. с англ.). – М.: Мир, 1968. – С. 424–425.*
7. *Оцінка деградації алюмінієвих сплавів методом вихрострумової структуроскопії / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, В. М. Учанін, Ю. В. Головатюк // Фізичні методи і засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2006. – Вип. 11. – С. 138–142.*
8. *Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова, Э. В. Козлов. – Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. – 116 с.*
9. *Кишкина С. И.* Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. – М.: Metallurgia, 1981. – 280 с.
10. *Добаткин В. И.* Слитки алюминиевых сплавов. – М.: Metallurgizdat, 1960. – 175 с.
11. *Фриндландер И. Н.* Высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы. – М.: Оборонгиз, 1960. – 290 с.
12. *Rajic N., Burke S. K., and Galea S. C.* An experimental study of the relationship between electrical conductivity and early fatigue damage in Al 2024 // Technical Note of Aeronautical and Maritime Research Laboratory (DSTO – TN – 0387), 2001. – P. 1–11.
13. *Пат. № 0083032 A1(США).* Self-monitoring metals, alloys and materials / Neil J. Goldfine. – Опубл. 21.04.2005.

Одержано 18.12.2012