

УДК 539.43: 620.178.37: 620.193

Анізотропія циклічної тріщиностійкості алюмінієвих сплавів після тривалої експлуатації

I. M. АНДРЕЙКО¹, Ю. В. ГОЛОВАТЮК¹, О. П. ОСТАШ¹,
О. І. СЕМЕНЕЦЬ², Л. Б. КОВАЛЬЧУК²

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

² ДП "АНТОНОВ", Київ

Досліджено характеристики циклічної тріщиностійкості зразків алюмінієвих сплавів Д16АТНВ і В95Т1, вирізаних уздовж (ДП-зразки) і поперек (ПД-зразки) напрямку вальцювання листів обшивки з різних зон крила літака Ан-12 після експлуатації 40 років. Встановлено, що порівняно зі станом постачання після тривалої експлуатації для них характерний прояв "оберненої анізотропії", коли швидкість росту втомної макротріщини в ДП-зразках вища, ніж у ПД-зразках. Вона по-різному може проявлятися залежно від системи легування Al–Cu–Mg (сплав типу Д16) або Al–Zn–Mg–Cu (сплав типу В95) за випробувань у повітрі за кімнатної і низької (–60°C) температур та в корозивному середовищі.

Ключові слова: алюмінієві сплави, експлуатаційна деградація, циклічна тріщиностійкість, анізотропія.

Під час тривалої експлуатації змінюються структура і фізико-механічні властивості матеріалів обшивки крил літаків (алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95) [1–3]. Їх деградація обумовлена експлуатаційними механічними напруженнями [2, 3]: вона зростає в зоні біля кореня крила, де еквівалентні напруження значно більші, ніж на кінці крила. При цьому крило літака сприймає двовісні навантаження, тому для оцінювання залишкового ресурсу таких елементів авіаконструкцій необхідні характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ) матеріалу поперек (ДП-зразки) і вздовж (ПД-зразки) напрямку вальцювання листів обшивки.

Анізотропію властивостей напівфабрикатів оцінюють за відносною зміною границь текучості ($\sigma_{0,2}$) і міцності (σ_B), ударної в'язкості (KCU , KCV), статичної в'язкості руйнування (K_{IC}) тощо, отриманих за результатами випробування зразків, вирізаних з цих напівфабрикатів під різним кутом до напрямку їх вальцювання, пресування або кування [4]. Для сплаву В95Т1 (смуга пресована) коефіцієнт анізотропії характеристик σ_B і $\sigma_{0,2}$ становить 1,28, в'язкості руйнування K_{IC} дорівнює 1,55. Для сплавів Д16Т і Д16Тпч (смуга пресована, плита вальцювана) коефіцієнт анізотропії в'язкості руйнування становить відповідно 1,28 і 1,46. За штучного старіння цих напівфабрикатів підвищується до 1,54 та 2,16 [4].

Відомо [5], що швидкість росту втомної тріщини в ДП-зразках пресованих панелей товщиною 4...8 mm зі сплаву Д16чТ у вихідному стані у 1,5–3 рази нижча, ніж у ПД-зразках; у вальцьованих листах завтовшки 4...5 mm і плитах товщиною 7...8 mm з цього сплаву анізотропія структури практично не впливає на ЦТ. Для вальцьованих листів та пресованих панелей товщиною 4...5 mm зі сплаву В95пчТ1 анізотропія ЦТ також відсутня [5]. Виявлено, що в листах титанового сплаву ВТ20 ситуація аналогічна, як у пресованих панелях зі сплаву Д16чТ, але тільки за низьких і середніх амплітуд навантаження. За високих спостерігається

т. зв. “обернена анізотропія”, коли ЦТ ПД-зразків вища, ніж ДП-зразків [6]. Цей факт підтверджено за випробувань різних титанових і магнієвих сплавів [7–10].

Дані про анізотропію ЦТ деградованих під час експлуатації алюмінієвих сплавів авіаційного призначення в літературі відсутні. Тому нижче досліджено анізотропію характеристик ЦТ, структуру і мікрофрактографічні особливості втомного руйнування ДП- і ПД-зразків, вирізаних з різних зон обшивки крила літака після тривалої експлуатації.

Матеріали та методика. Випробовували зразки алюмінієвих сплавів нижньої (сплав Д16АТНВ) і верхньої (сплав В95Т1) обшивок крила літака Ан-12 після 40 років експлуатації, вирізані вздовж і поперек (відповідно ДП- і ПД-зразки) напрямку вальцювання листів обшивки (рис. 1) в околі нервюр № 2 (2RW) і 14 (14RW) між стрінгерами № 4 (S4) і 6 (S6). Характеристики ЦТ сплавів визначали за діаграмами швидкостей росту втомної тріщини – залежностями $da/dN-\Delta K$, отриманими на компактних (СТ) зразках базового розміру $W = 40$ mm і товщиною 2,9...3,9 mm за частоти 10...15 Hz і коефіцієнта асиметрії циклу навантаження $R = 0,1$ у повітрі при 20 і -60°C та в 3,5%-му розчині NaCl. Довжину втомної тріщини виміряли катетометром КМ-6 за 25-кратного збільшення з похибкою $\pm 0,02$ mm. Характеристиками ЦТ матеріалів вибрали поріг втоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}^{-10}$ та циклічну в’язкість руйнування $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10}^{-5}$ – розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) ΔK за швидкості $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} m/cycle відповідно.

Тонку структуру вивчали на фольгах у трансмісійному електронному мікроскопі JEOL-200CX. Для мікрофрактографічного аналізу зразків використали сканувальний електронний мікроскоп Zeiss-EVO 40XVP.

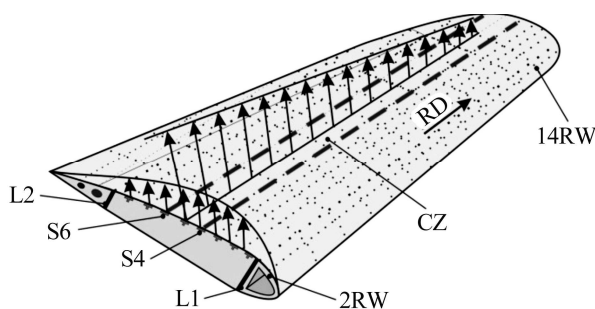


Рис. 1. Схема навантаженості обшивки крила літака і зона вирізання випробувальних зразків: RW – нервюра крила, CZ – зона вирізання зразків; RD – напрямок вальцювання листів обшивки.

Fig. 1. Distribution of equivalent stresses in the aircraft wing skin during typical flight: RW – rib of the wing; CZ – cutting zone; RD – rolling direction.

Результати та їх обговорення. Багатьом алюмінієвим сплавам у стані постачання притаманна класична анізотропія властивостей, коли механічні характеристики ДП-зразків, вищі ніж ПД-зразків. Зокрема, ДП-зразки зі сплаву В95пчТ1 демонструють вищу проти ПД-зразків ЦТ у всьому діапазоні змін ΔK діаграми швидкостей росту втомної тріщини (рис. 2a).

Випробування сплавів Д16АТНВ і В95Т1 після тривалої експлуатації виявили іншу закономірність: тривала їх експлуатація призводить до “оберненої анізотропії” (рис. 2b–e). За випробувань у повітрі при 20°C вплив анізотропії для них проявляється сильніше в припороговій області діаграм, коли коефіцієнт $\beta_a^{th} < 1$ (див. таблицю), а у високоамплітудній вона відсутня ($\beta_a^{fc} = 1,0$). Крім цього, можна зауважити, що її прояв залежить від експлуатаційних напружень: він відчутніший у зоні нервюри 2RW біля кореня крила (рис. 2b, d) проти зони нервюри 14RW на його кінці (рис. 2c, e).

Зміна характеристик ЦТ після експлуатаційної деградації для листів Д16АТНВ і В95Т1 залежно від напрямку вальцювання, експлуатаційних напружень і умов випробування

Середовище і температура випробувань	Місце і орієнтація вирізання зразків	Сплав Д16АТНВ				Сплав В95Т1				
		характеристики ЦТ, МПа \sqrt{m}		коефіцієнт анізотропії		характеристики ЦТ, МПа \sqrt{m}		коефіцієнт анізотропії		
		ΔK_{th}	ΔK_{fc}	β_a^{th}	β_a^{fc}	ΔK_{th}	ΔK_{fc}	β_a^{th}	β_a^{fc}	
Повітря, +20°C	2НК	ДП	2,5	27	0,81	1,0	2,3	26	0,77	1,0
		ПД	3,1	27			3,0	26		
	14НК	ДП	4,0	32	0,80	1,0	3,8	29	1,0	1,0
		ПД	5,0	32			3,8	29		
Повітря, -60°C	2НК	ДП	3,1	27	0,72	1,0	4,0	22	0,93	1,4
		ПД	4,3	27			4,3	16		
	14НК	ДП	5,1	32	0,88	1,0	4,8	23	0,94	1,2
		ПД	5,8	32			5,1	20		
3,5% NaCl, +20°C	2НК	ДП	1,6	27	0,59	1,0	2,1	22	0,75	1,1
		ПД	2,7	27			2,8	20		
	14НК	ДП	2,5	32	0,86	1,1	2,5	24	0,86	1,2
		ПД	2,9	32			2,9	20		

Примітка: $\beta_a^{th} = \frac{\Delta K_{th}^{ДП}}{\Delta K_{th}^{ПД}}$; $\beta_a^{fc} = \frac{\Delta K_{fc}^{ДП}}{\Delta K_{fc}^{ПД}}$.

За випробувань при низькій температурі і в корозивному середовищі так само, як у повітрі при 20°C, “обернена анізотропія” ЦТ для обох сплавів проявляється у низькоамплітудній області ($\beta_a^{th} < 1$, див. таблицю). У високоамплітудній за цих умов вона для сплаву Д16АТНВ також практично відсутня ($\beta_a^{fc} = 1,0$). Проте для деградованого сплаву В95Т1, подібно до стану постачання (рис. 2а), для ПД-зразків нижча, ніж для ДП-зразків ($\beta_a^{fc} > 1$, див. таблицю).

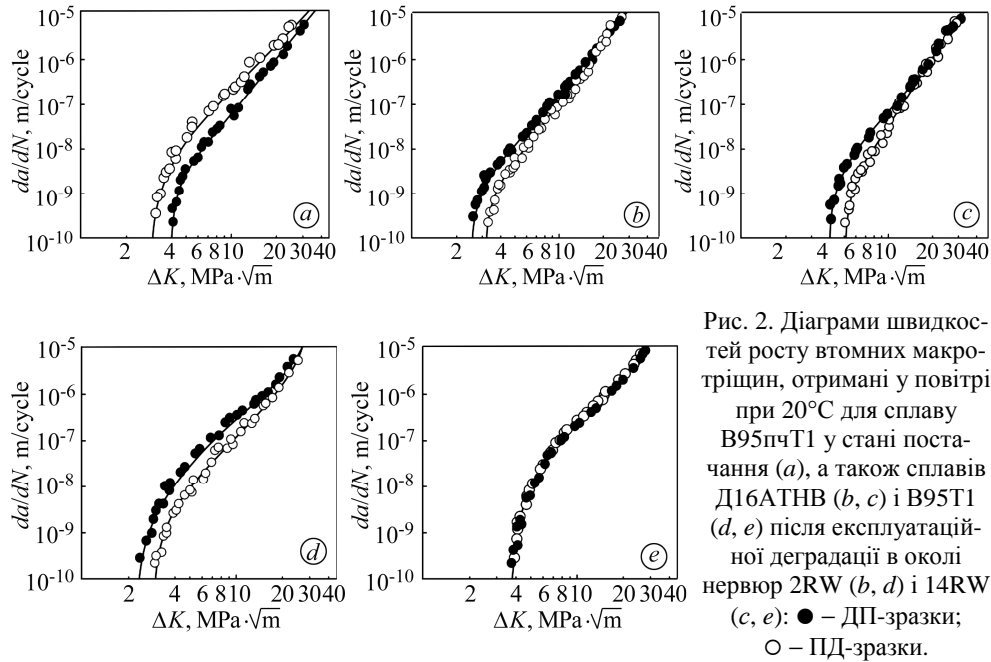


Рис. 2. Діаграми швидкостей росту втомних макротріщин, отримані у повітрі при 20°C для сплаву В95пчТ1 у стані постачання (а), а також сплавів Д16АТНВ (b, c) і В95Т1 (d, e) після експлуатаційної деградації в околі нервюру 2RW (b, d) і 14RW (c, e): ● – ДП-зразки; ○ – ПД-зразки.

Fig. 2. Fatigue crack growth rates obtained in air at 20°C for B95пчТ1 alloy in as-received state (a), for Д16АТНВ (b, c) and В95Т1 (d, e) alloys after in-service degradation in 2RW (b, d) and 14RW (c, e) areas of wing skin: ● – L-T-specimens; ○ – T-L-specimens.

Прояв “оберненої анізотропії”, коли швидкість росту втомної макротріщини у ДП-зразках вища, ніж у ПД-зразках у низько- і середньоамплітудному діапазоні КІН, є нетривіальним фактом, зумовленим експлуатаційною деградацією матеріалів верхньої і нижньої обшивок залежно від напружень, що діють на крило літака (див. рис. 1): напруження вздовж крила у декілька разів більші, ніж поперек по хорді крила. Сумісна дія напружень та підвищених температур сприяє вичерпанню пластичності у деградованих сплавах, що проявляється у скупченні смуг ковзання, перпендикулярних до меж зерен, які витягнуті вздовж напрямку вальцювання обшивки крила (рис. 3). Ймовірно, це полегшує руйнування ДП-зразків та зумовлює “обернену анізотропію” у деградованих алюмінієвих сплавах.

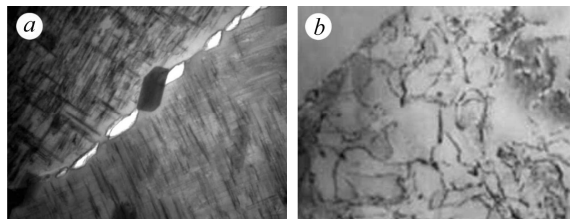


Рис. 3. Тонка структура деградованих сплавів Д16чТ (а) і В95Т1 (b): а – $\times 20000$; b – $\times 30000$.

Fig. 3. Fine microstructure of degraded Д16чТ (a) and В95Т1 (b) alloys: а – $\times 20000$; b – $\times 30000$.

“Обернена анізотропія” проявляється здебільш у припороговій ($da/dN \approx 10^{-9}$ m/cycle) ділянці діаграми ($da/dN-\Delta K$). Домінуючим мікромеханізмом втомної тріщини у деградованих сплавах Д16АТНВ і В95Т1 є циклічний квазівідкол (розшарування площинами ковзання) незалежно від орієнтації вирізання зразків (анізотропії структури сплавів після вальцювання). Більшу швидкість росту тріщини, коли заданий розмах ΔK , у ДП-зразках можна пояснити більшим розміром квазівідкольних фасеток (рис. 4а, б) порівняно зі зламами ПД-зразків (рис. 4с, д), де вони менші і розділені деформаційними гребенями з дрібною ямковою структурою.

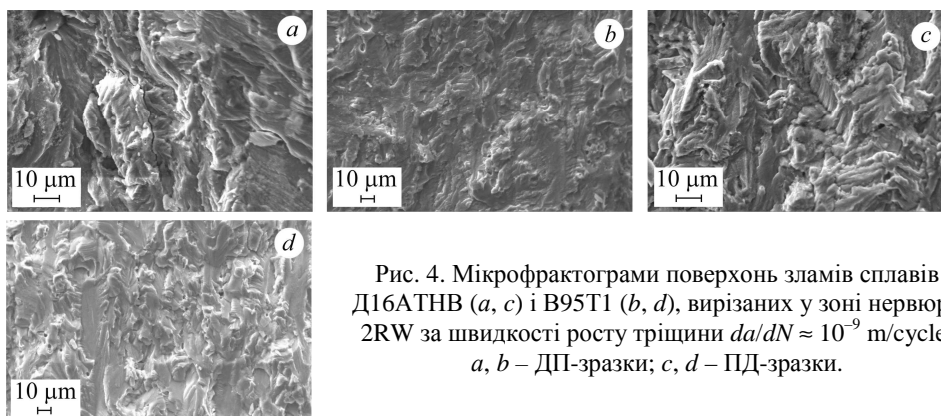


Рис. 4. Мікрофрактограми поверхонь зламів сплавів Д16АТНВ (а, с) і В95Т1 (б, д), вирізаних у зоні нервюри 2RW за швидкості росту тріщини $da/dN \approx 10^{-9}$ m/cycle: а, б – ДП-зразки; с, д – ПД-зразки.

Fig. 4. Microfractographies of specimens of a wing skin in the 2RW area for Д16АТНВ (а, с) and В95Т1 (б, д) alloys for the crack rate $da/dN \approx 10^{-9}$ m/cycles: а, б – L-T-specimens; с, д – T-L-specimens.

Формування великих фасеток у ДП-зразках, коли тріщина легше просувається на більшу відстань без видимих зупинок, можна пояснити інтенсивнішим вичерпанням локальної пластичності матеріалу під тривалим впливом експлуатаційних чинників.

ВИСНОВКИ

Встановлено, що порівняно зі станом постачання після тривалої експлуатації для алюмінієвих сплавів Д16АТНВ та В95Т1 характерний прояв “оберненої анізотропії”, коли швидкість росту втомної макротріщини ДП-зразків вища, ніж ПД-зразків (коли тріщина росте між волокнами анізотропної структури матеріалу після вальцювання). Це властиве сплаву Д16АТНВ незалежно від рівня експлуатаційних напружень (2RW чи 14RW), а для сплаву В95Т1 – у зоні високих експлуатаційних напружень (2RW). Такі залежності спостерігали за випробувань у повітрі при 20 і -60°C та в корозивному середовищі. Отримані результати пов’язані зі зміною тонкої структури деградованих під час експлуатації сплавів, зокрема тривалою дією механічного чинника.

РЕЗЮМЕ. Исследованы характеристики циклической трещиностойкости образцов алюминиевых сплавов Д16АТНВ и В95Т1, вырезанных вдоль (ДП-образцы) и поперек (ПД-образцы) направления прокатки листов обшивки с разных зон крыла самолета Ан-12 после эксплуатации 40 лет. Установлено, что в сравнении с состоянием поставки после длительной эксплуатации для них характерно проявление “обратной анизотропии”, когда скорость роста усталостной макротрещины в ДП-образцах выше, чем у ПД-образцах. Она по-разному может проявляться в зависимости от системы легирования Al-Cu-Mg (сплав типа Д16) или Al-Zn-Mg-Cu (сплав типа В95) при испытаниях в воздухе при комнатной и низкой (-60°C) температурах и в коррозионной среде.

SUMMARY. Fatigue crack growth resistance of degraded D16ATHB (type 2024-T3) and B95T1 (type 7075-T6) aluminum alloys is investigated. Specimens were cut out from different zones of wing skin of AN-12 airplane after 40 years of exploitation along (L-specimens) and across (T-specimens) the skin sheets rolling direction. In contrast to the alloys in the initial state (as-received) for aluminum alloys D16ATHB and B95T1 after long-term exploitation they are characterized by the “reverse anisotropy”, when the fatigue macrocrack growth rate of L-T-specimens is higher than of T-L-specimens. Depending on the alloying system of Al–Cu–Mg (alloy type D16) or Al–Zn–Mg–Cu (alloy type B95) it can be manifested differently during investigations in air at room and low (–60°C) temperatures and in corrosive environment.

1. *Осташ О. П., Андрейко І. М., Головатюк Ю. В.* Деградація матеріалів і втомна міцність 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 // *Material Science*. – 2006. – **42**, № 4. – P. 427–439.)
2. *Вплив тривалої експлуатації на структуру і фізико-механічні властивості алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, Л. І. Маркашова, Ю. В. Головатюк, О. І. Семенець, Л. Б. Ковальчук* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2013. – **49**, № 1. – С. 18–27.
(*The influence of durable exploitation on the structure and physico-mechanical properties of D16 and B95 aluminum alloys / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, L. I. Markashova, Yu. V. Holovatyuk, O. I. Semenets', and L. B. Kovalchuk* // *Material Science*. – 2013. – **49**, № 1. – P. 13–24.)
3. *Низькотемпературна циклічна тріщиностійкість деградованих алюмінієвих сплавів типу В95 / І. М. Андрейко, Ю. В. Головатюк, Л. Б. Ковальчук, О. І. Семенець, О. П. Осташ* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – **48**, № 3. – С. 5–11.
(*Low-temperature fatigue crack growth resistance of degraded B95 aluminum alloys / I. M. Andreiko, Yu. V. Holovatyuk, L. B. Kovalchuk, O. I. Semenets', and O. P. Ostash* // *Material Science*. – 2012. – **48**, № 3. – P. 259–265.)
4. *Кудряшов В. Г., Смоленцев В. И.* Вязкость разрушения алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 296 с.
5. *Влияние анизотропии, толщины и наработки на рост трещин прессованных и катаных полуфабрикатах из сплавов Д16чТ и В95пчТ1 / С. Я. Ярема, О. П. Осташ, А. Г. Вовнянко, Г. С. Марголин, Г. Ю. Бенгус* // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – № 1. – С. 20–24.
6. *Ярема С. Я., Гречко В. В., Осташ О. П.* Циклическая трещиностойкость листов титанового сплава ВТ20 и ее анизотропия // Физ.-хим. механика материалов. – 1980. – № 2. – С. 47–52.
7. *Хорев А. И., Зилова Т. К., Новосильцева А. И.* Анизотропия механических свойств титановых сплавов // Вестник машиностроения. – 1970. – № 5. – С. 51–54.
8. *Проходцева Л. В., Дроздовский Б. А., Юрошкина Н. В.* Анизотропия характеристик разрушения листов из сплавов ОТ4 и ОТ4-1 // Цветные металлы. – 1972. – № 3. – С. 72–73.
9. *Романив О. Н., Ленец Н. А., Петрина Ю. П.* Влияние условий испытаний на трещиностойкость титановых сплавов ВТ1-0 и ВТ8 // Физ.-хим. механика материалов. – 1976. – № 3. – С. 90–93.
10. *Кинетика макроразрушения листовых материалов из магниевых сплавов с учетом анизотропии их механических свойств / П. Г. Микляев, Г. С. Нешпор, Я. Б. Фридман, Н. М. Наумов* // Заводская лаборатория. – 1968. – № 9. – С. 1108–1111.

Одержано 04.07.2015