

УДК 539.43.620.178.37:620.193

НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНА І КОРОЗІЙНА ЦИКЛІЧНА ТРИЩИНІСТІЙКІСТЬ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ Д16АТНВ І В95Т1 ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

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

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

² ДП "АНТОНОВ", Київ

Досліджено циклічну тріщиностійкість зразків алюмінієвих сплавів Д16АТНВ і В95Т1, вирізаних уздовж (ДП-зразки) і поперек (ПД-зразки) напрямку вальцювання листів обшивки різних зон крила літака Ан-12 після експлуатації 40 років. Випробували у повітрі за температур 20 і -60°C та у корозивному середовищі (3,5%-ий розчин NaCl). Встановлено, що характер впливу низької температури і корозивного середовища на поріг втоми ΔK_{th} і циклічну в'язкість руйнування ΔK_{fc} для сплаву Д16АТНВ якісно подібний, а для сплаву В95Т1 суттєво інший порівняно зі встановленим для сплавів типу Д16 і В95 у вихідному стані (постачання).

Ключові слова: алюмінієві сплави, експлуатаційна деградація, циклічна тріщиностійкість, низька температура, корозивне середовище.

Для достовірного оцінювання залишкового ресурсу циклічно навантажуваних елементів авіаконструкцій необхідно знати закономірності зміни характеристик циклічної тріщиностійкості (ЦТ) конструкційних матеріалів залежно від умов тривалої експлуатації. Відомо, що корозивне середовище (вологе повітря, морська вода) знижує поріг втоми (ΔK_{th}) і слабо впливає на циклічну в'язкість руйнування (ΔK_{fc}) алюмінієвих сплавів у вихідному стані (постачання) [1]. За низьких кліматичних температур ЦТ цих сплавів у вихідному стані підвищується практично в усьому діапазоні зміни розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) ΔK [2].

Під час тривалої експлуатації змінюється структура і фізико-механічні властивості високоміцних алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 [3–5], зокрема, знижуються характеристики ЦТ проти вихідних (у стані постачання), особливо в корозивному середовищі [6]. За температури -60°C , на відміну від сплавів типу Д16 і В95 у вихідному стані [2], сплав В95Т1 після експлуатаційної деградації схильний до низькотемпературного окрихчення [7].

Деградація таких алюмінієвих сплавів обумовлена температурно-силовими чинниками і часом експлуатації, тому в обшивці крила літака вона може змінюватися залежно від його зони [7], де еквівалентні напруження біля кореня крила в околі нервюри № 2 (2НК) значно більші, ніж на кінці біля нервюри № 14 (14НК). Крім цього, вона може по-різному проявлятися залежно від структурної анізотропії листів обшивки вздовж (ДП) і поперек (ПД) напрямку вальцювання. Тому нижче досліджено дію низької кліматичної температури і корозивного середовища на характеристики ЦТ і мікрофрактографічні особливості втомного руйнування ДП- і ПД-зразків обшивки різних зон (2НК і 14НК) крила літака після тривалої експлуатації.

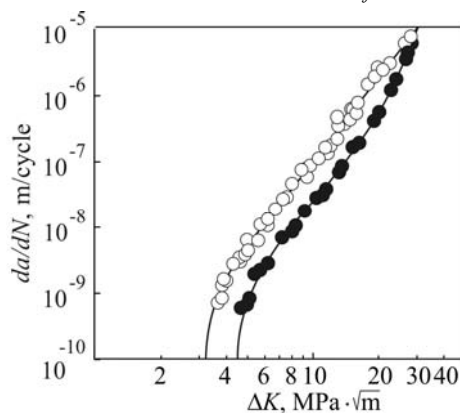
Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: ostash@ipm.lviv.ua

Матеріали та методика. Випробовували зразки алюмінієвих сплавів, вирізані з нижньої (сплав Д16АТНВ) і верхньої (сплав В95Т1) обшивок крила АН-12 після 40 років експлуатації. Характеристики їх ЦТ визначали за діаграмами швидкостей росту втомної тріщини – залежностями $da/dN-\Delta K$ [8], 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°C, парах рідкого азоту при -60°C та в корозивному середовищі (3,5%-ий р-н NaCl). Довжину втомної тріщини виміряли катетометром КМ-6 за 25-кратного збільшення з точністю $\pm 0,02$ mm. Характеристиками ЦТ матеріалів вибрано поріг втоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}^{-10}$ та циклічну в'язкість руйнування $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10}^{-5}$ – розмахи КІН (ΔK) за швидкості $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} m/cycle відповідно. Для мікрофрактографічного аналізу використали сканувальний електронний мікроскоп Zeis-EVO 40XVP.

Результати та їх обговорення. Під час випроб при -60°C виявили, що поведінка досліджуваних сплавів вкладається в існуючі уявлення про схильність конструкційних матеріалів та їх зварних з'єднань до низькотемпературного окрихчення, яку оцінюють за трьома основними типами зміщення діаграм швидкостей росту втомної макротріщини [9]. Сплаву Д16АТНВ після тривалої експлуатації незалежно від місця і орієнтації вирізання зразків властивий тип І зміщення діаграми, коли в усьому діапазоні зміни ΔK (від ΔK_{th} до ΔK_{fc}) швидкість росту втомної макротріщини при -60°C не перевищує встановлену за кімнатної температури (рис. 1), тобто ЦТ зростає ($\beta_f \geq 1$; табл. 1), як в алюмінієвих сплавах типу Д16 у стані постачання [2]. За малих амплітуд навантаження вплив низької температури завжди позитивний і поріг втоми ΔK_{th} сплаву Д16АТНВ підвищується ($\beta_f^{th} > 1$); за високих амплітуд циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} при 20 і -60°C однакова ($\beta_f^{fc} = 1$).

Рис. 1. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини для сплаву Д16АТНВ після експлуатаційної деградації в зоні 2НК: ○ – повітря, 20°C; ● – повітря, -60°C (ПД-зразки).

Fig. 1. Fatigue crack growth rates for Д16АТНВ alloy after in-service degradation in 2RW area of wing skin: ○ – air, 20°C; ● – air, -60°C (T-specimens).



Для сплаву В95Т1 отримано тип ІІ зміщення діаграми швидкостей росту втомної макротріщини, коли за невеликих розмахів ΔK низька температура впливає позитивно, а при високих ΔK – негативно (рис. 2). Тобто за високих амплітуд навантаження проявляється низькотемпературне окрихчення ($\beta_f^{fc} < 1$; табл. 1) матеріалу верхньої обшивки в обох досліджуваних зонах (2НК і 14НК). При цьому це залежить від анізотропії матеріалу: в ПД-зразках воно інтенсивніше (рис. 2b; коефіцієнт β_f^{fc} у табл. 1). Саме тут зафіксовано спонтанне крихке руйнування за високих амплітуд навантаження при -60°C (стрілки на рис. 2b і 3b). Відзначимо, що вплив низької температури відчутніший для матеріалу, який сприймав вищі експлуатаційні напруження (в зоні 2НК) під час тривалої експлуатації (рис. 3).

Таблиця 1. Зміна характеристик низькотемпературної ЦТ сплавів після експлуатаційної деградації

Сплав	Місце і орієнтація вирізання зразків		Характеристики ЦТ, МПа·√m		$\beta_f^{th} = \frac{\Delta K_{th}^{-60^\circ\text{C}}}{\Delta K_{th}^{20^\circ\text{C}}}$	$\beta_f^{fc} = \frac{\Delta K_{fc}^{-60^\circ\text{C}}}{\Delta K_{fc}^{20^\circ\text{C}}}$
			ΔK_{th}	ΔK_{fc}		
Д16АТНВ	2НК	ДП	2,5/3,1	27/27	1,24	1,00
		ПД	3,1/4,3	27/27	1,39	1,00
	14НК	ДП	4,0/5,1	32/32	1,28	1,00
В95Т1	2НК	ДП	2,3/4,0	26/22	1,74	0,85
		ПД	3,0/4,3	26/16	1,43	0,62
	14НК	ДП	3,8/4,8	29/23	1,26	0,79
		ПД	3,8/5,1	29/20	1,34	0,69

Примітка: у чисельнику – дані, отримані у повітрі при 20°C; у знаменнику – при –60°C.

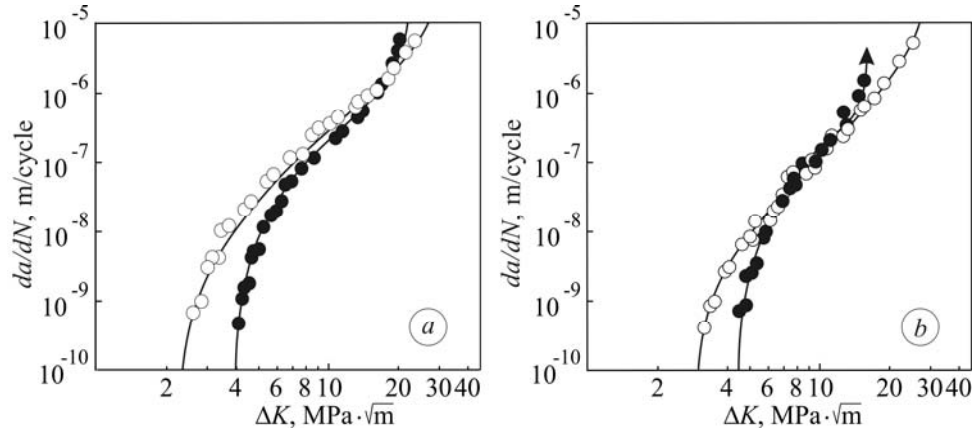


Рис. 2. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини для сплаву В95Т1 після експлуатаційної деградації в зоні 2НК: *a, b* – ДП- і ПД-зразки; ○, ● – повітря, 20 і –60°C.

Fig. 2. Fatigue crack growth rates for B95T1 alloy after in-service degradation in 2RW area: *a, b* – L- and T-specimen; ○, ● – air, temperature 20 and –60°C.

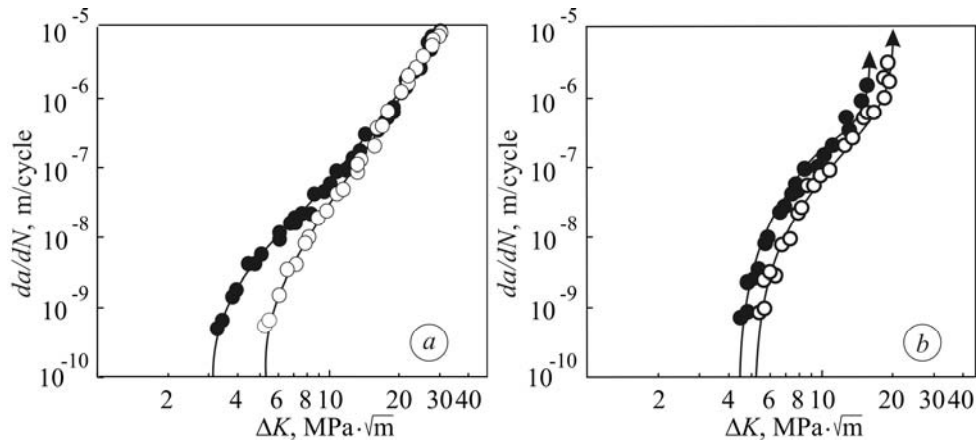


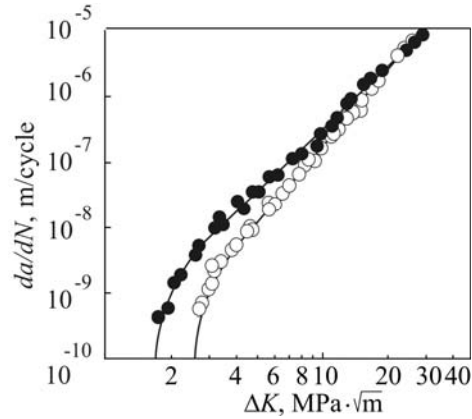
Рис. 3. Порівняння діаграм швидкостей росту втомних макротріщин за температури –60°C, отриманих на ДП-зразках зі сплаву Д16АТНВ (*a*) і ПД-зразках зі сплаву В95Т1 (*b*) після експлуатаційної деградації в зонах 2НК (●) і 14НК (○).

Fig. 3. Comparison of fatigue crack growth rates at –60°C for Д16АТНВ alloy, L-specimen (*a*) and В95Т1 alloy, T-specimen (*b*) after in-service degradation in 2RW (●) and 14RW (○) areas.

Для тривало експлуатованого сплаву Д16АТНВ за випроб у корозивному середовищі зафіксовано зміщення діаграми (рис. 4), аналогічне встановленому для алюмінієвих сплавів у вихідному стані [1, 8], коли на низько- і середньоамплітудній ділянках діаграми швидкість росту втомної макротріщини у 3,5%-му розчині NaCl вища, ніж у повітрі ($\beta_c^{th} < 1$; табл. 2), а за високих амплітуд навантаження вплив корозивного середовища для цього сплаву не проявляється ($\beta_c^{fc} = 1$), незалежно від місця вирізання (2НК і 14НК) та анізотропії (ДП і ПД) зразків (табл. 2).

Рис. 4. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини для сплаву Д16АТНВ після експлуатаційної деградації в зоні 2НК: ○ – повітря; ● – 3,5%-ий р-н NaCl (ДП-зразки).

Fig. 4. Fatigue crack growth rates for Д16АТНВ alloy after in-service degradation in 2RW area: ○ – air; ● – 3.5% NaCl solution (L-specimens).



Таблиця 2. Зміна характеристик корозійно-циклічної тріщиностійкості сплавів після експлуатаційної деградації

Сплав	Місце і орієнтація вирізання зразків	Характеристики ЦТ, МПа·√m		$\beta_c^{th} = \frac{\Delta K_{th}^c}{\Delta K_{th}}$	$\beta_c^{fc} = \frac{\Delta K_{fc}^c}{\Delta K_{fc}}$	
		ΔK_{th}	ΔK_{fc}			
Д16АТНВ	2НК	ДП	2,5/1,6	27/27	0,64	1,00
		ПД	3,1/2,7	27/27	0,87	1,00
	14НК	ДП	3,2/2,5	32/32	0,78	1,00
		ПД	5,1/2,9	32/32	0,68	1,00
В95Т1	2НК	ДП	2,3/2,1	26/22	0,91	0,85
		ПД	3,0/2,8	26/20	0,93	0,77
	14НК	ДП	3,8/2,5	29/24	0,83	0,83
		ПД	3,8/2,9	29/20	0,97	0,69

Примітка: у чисельнику – дані, отримані у повітрі; у знаменнику – у корозивному середовищі.

Порівняно зі сплавом Д16АТНВ сплав В95Т1 схильніший до корозійного впливу. Йому властивий тип зміщення діаграми, коли в усьому діапазоні зміни ΔK (від ΔK_{th} до ΔK_{fc}) швидкість росту втомної макротріщини у 3,5%-му розчині NaCl вища, ніж у повітрі (рис. 5). Зауважимо, що за високих розмахів ΔK негативний вплив корозивного середовища посилюється, особливо в ПД-зразках (рис. 5b). Отже, вперше виявлено принципову зміну закономірності впливу цього середовища на ЦТ алюмінієвих сплавів: для матеріалу у вихідному стані традиційно його негативний вплив з ростом ΔK поступово зникає [1, 8], а в експлуатаційно деградованому сплаві В95Т1 – посилюється ($\beta_c^{fc} < \beta_c^{th}$; табл. 2).

Подібно, як за низькотемпературних випроб (див. рис. 3), негативний вплив корозивного середовища більше проявляється для матеріалу, який сприймав вищі експлуатаційні навантаження (в зоні 2НК) під час тривалої експлуатації (рис. 6).

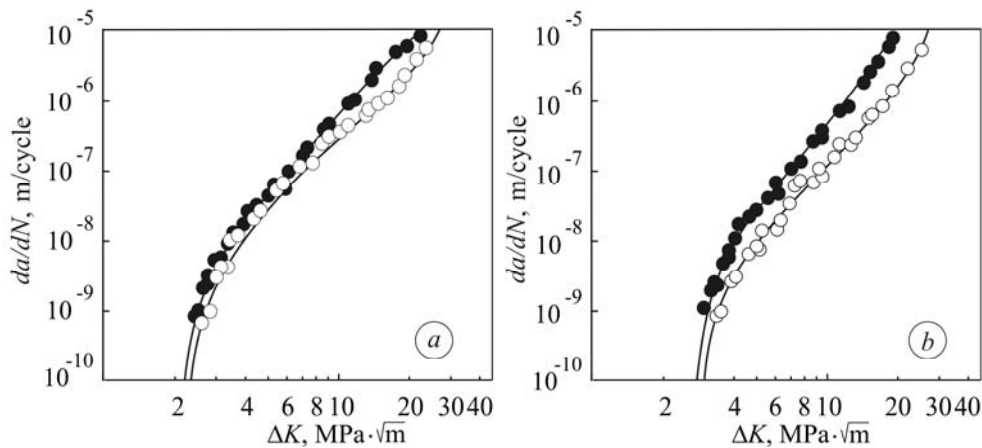


Рис. 5. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини для сплаву B95T1 після експлуатаційної деградації в зоні 2НК: *a, b* – ДП- і ПД-зразки; ○ – повітря; ● – 3,5%-ий р-н NaCl.

Fig. 5. Fatigue crack growth rates for B95T1 alloy after in-service degradation in 2RW area: *a, b* – L- and T-specimen; ○ – air, ● – 3.5% NaCl solution.

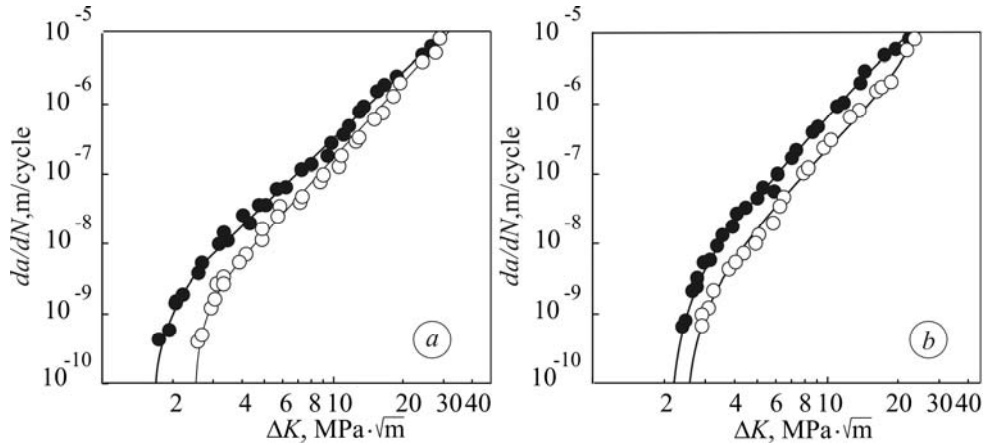


Рис. 6. Порівняння діаграм швидкостей росту втомної макротріщини в корозивному середовищі для сплавів Д16АТНВ (*a*) і В95Т1 (*b*) після експлуатаційної деградації в зонах 2НК (●) і 14НК (○) (ДП-зразки).

Fig. 6. Fatigue crack growth rates in 3.5% NaCl solution for Д16АТНВ (*a*) and В95Т1 (*b*) alloys after in-service degradation in 2RW (●) and 14RW (○) areas (L-specimens).

Негативний вплив низької температури експлуатації на ЦТ конструкційних матеріалів найбільше може проявлятися за високих розмахів ΔK [9]. Відповідні мікрофрактограми, отримані за швидкості росту втомної тріщини $da/dN > 10^{-6}$ m/cycle (високоамплітудна ділянка діаграми $da/dN-\Delta K$) у зразках з деградованого сплаву Д16АТНВ, вирізаних у зонах 2НК і 14НК, вказують на переважно в'язкий ямковий мікромеханізм руйнування, типовий для алюмінієвих сплавів за кімнатної температури випробування (рис. 7*a*). Це підтверджує тип I зміщення низькотемпературної діаграми (див. рис. 1). У корозивному середовищі втомний злам зразків цього сплаву також здебільш ямковий (рис. 7*d*), через незначну кількість квазівідкольних фасеток циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} у корозивному середовищі не зменшується порівняно з повітрям (рис. 4).

У низькотемпературних зламах зразків деградованого сплаву В95Т1 зафіксовано фасетки через- і міжзеренного відколу та вторинні мікротріщини (рис. 7*b, c*), що свідчить про його схильність до низькотемпературного окрихчення після

експлуатаційної деградації і підтверджує тип II зміщення низькотемпературної діаграми та проявляється у спонтанному руйнуванні за високих амплітуд навантаження при -60°C (див. рис. 2b і 3b). За високих амплітуд навантаження в корозивному середовищі у зламах виявлено значну кількість череззеренних (ДП-зразки) і міжзеренних (ПД-зразки) відкольних фасеток (рис. 7e, f), що обумовлює падіння циклічної в'язкості руйнування цього сплаву в корозивному середовищі порівняно з повітрям (див. рис. 5).

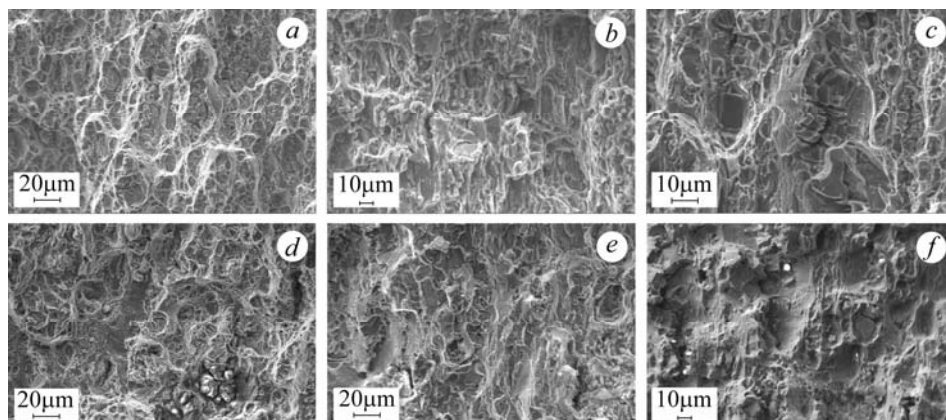


Рис. 7. Мікрофрактограми зразків обшивки в зоні 2НК за швидкості $da/dN > 10^{-6}$ m/cycle після випробувань при -60°C (a, b, c) і в корозивному середовищі (d, e, f): a, d – сплав Д16АТНВ, ДП-зразки; b, e, c, f – сплав В95Т1, ДП- (b, e) і ПД-зразки (c, f).

Fig. 7. Microfractographies of specimens of wing skin in 2RW area at speed $da/dN > 10^{-6}$ m/cycle after testing at -60°C (a, b, c) and in corrosion solution (d, e, f): a, d – D16ATNB alloy, L-specimens; b, e, c, f – B95T1 alloy, L- (b, e) and T-specimens (c, f).

Різні типи зміщення кінетичних діаграм у корозивному середовищі для сплавів Д16АТНВ (див. рис. 4) і В95Т1 (див. рис. 5), імовірно, пов'язані з відмінністю механізму їх взаємодії зі середовищем: для першого характерний пасиваційний механізм, а для другого – водневий [6], що підтверджує міжзеренний мікромеханізм росту втомної тріщини (рис. 7f). Такому типу зміщення діаграми сплаву В95Т1 сприяє додатково мікророзтріскування інтерметалідів (рис. 7f), властиве деградованим алюмінієвим сплавам [4, 5].

ВИСНОВКИ

Встановлено, що характер впливу низької температури і корозивного середовища на ЦТ сплаву Д16АТНВ після тривалої експлуатації якісно подібний до встановленого для сплавів типу Д16 у вихідному стані (постачання). Підтверджено схильність сплаву В95Т1 після тривалої експлуатації до низькотемпературного окрихчення, а також виявлено нову закономірність зміни його ЦТ у корозивному середовищі: негативний вплив середовища з ростом розмаху ΔK посилюється і циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} падає порівняно з повітрям, у той час як для більшості алюмінієвих сплавів у вихідному стані він слабшає і значення ΔK_{fc} у повітрі і в корозивному середовищі однакові.

РЕЗЮМЕ. Изучена циклическая трещиностойкость образцов алюминиевых сплавов Д16АТНВ и В95Т1, вырезанных вдоль (ДП-образцы) и поперек (ПД-образцы) направления прокатки листов обшивки разных зон крыла самолета Ан-12 после 40 лет эксплуатации. Испытывали в воздухе при 20 и -60°C и в коррозионной среде (3,5%-ый раствор NaCl). Установлено, что характер влияния низкой температуры и коррозионной среды на порог усталости ΔK_{th} и циклическую вязкость разрушения ΔK_{fc} для сплава Д16АТНВ качественно подобный, а для сплава В95Т1 существенно отличается в сравнении с установленным для сплавов типа Д16 и В95 в исходном состоянии (поставки).

SUMMARY. The fatigue crack growth resistance of degraded Д16АТНВ (type 2024-T3) and В95Т1 (type 7075-T6) aluminum alloys is investigated. Specimens were cut out from different zones of the wing skin of AN-12 airplane after 40 years of exploitation along (L-specimens) and across (T-specimens) the skin sheets rolling direction. Tests in air at temperatures of 20 and -60°C and in corrosive environment (3.5% NaCl solution) were performed. It was established that low temperature and corrosive environment influence on fatigue threshold ΔK_{th} and cyclic fracture toughness ΔK_{fc} for Д16АТНВ alloy was similar, but for В95Т1 alloy it was essentially different for the type Д16 and В95 aluminum alloys in as-received state.

1. Полутранко И. Б., Ярема С. Я., Дурягин В. А. Влияние воды и ее ингибирования на кинетику усталостных трещин в сплаве В95 и стали 65Г // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – **17**, № 2. – С. 10–15.
(*Polutranko I. B., Yarema S. Ya., and Duryagin V. A. The influence of water and its inhibiting on the kinetics of fatigue cracks in V95 alloy and 65G steel // Materials Science. – 1981. – 17, № 2. – P. 114–118.*)
2. Низкотемпературная циклическая трещиностойкость высокопрочных алюминиевых сплавов на стадиях зарождения и роста трещины / О. П. Осташ, Е. М. Костык, В. Г. Кудряшов и др. // Там же. – 1990. – **26**, № 3. – С. 40–49.
(*Low-temperature cyclic cracking resistance of high-strength aluminum alloys in crack initiation and growth stages / O. P. Ostash, E. M. Kostyk, V. G. Kudryashov et al. // Materials Science. – 1990. – 26, № 3. – P. 281–288.*)
3. Осташ О. П., Андрейко И. М., Головатюк Ю. В. Деградація матеріалів і втомна міцність тривало експлуатованих авіаконструкцій // Там же. – 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.*)
4. Структурно-фазовий стан і фізико-механічні властивості деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, Ю. В. Головатюк, Л. Б. Ковальчук // Там же. – 2008. – **44**, № 6. – С. 5–11.
(*Structural-phase state and physico-mechanical properties of degraded D16- and V95-type aluminum alloys / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, Yu. V. Holovatyuk, L. B. Kovalchuk // Materials Science. – 2008. – 44, № 6. – P. 739–746.*)
5. Вплив тривалої експлуатації на структуру і фізико-механічні властивості алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, Л. І. Маркашова та ін. // Там же. – 2013. – **49**, № 1. – С. 18–27.
(*The influence of durable exploitation on the structure and physico-mechanical properties of D16 and V95 aluminum alloys / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, L. I. Markashova et al. // Materials Science. – 2013. – 49, № 1. – P. 13–24.*)
6. Вплив корозивного середовища на втомну довговічність деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, Ю. В. Головатюк, О. І. Семенець // Там же. – 2008. – **44**, № 5. – С. 75–84.
(*Effect of corrosive media on the fatigue life of degraded D16- and V95-type aluminum alloys / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, Yu. V. Holovatyuk, O. I. Semenets' // Materials Science. – 2008. – 44, № 5. – P. 672–682.*)
7. Низькотемпературна циклічна тріщиностійкість деградованих алюмінієвих сплавів типу В95 / І. М. Андрейко, Ю. В. Головатюк, Л. Б. Ковальчук та ін. // Там же. – 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 et al. // Materials Science. – 2012. – 48, № 3. – P. 259–265.*)
8. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пос. в 4-х т. / Под общ. ред. В. В. Панасюка. Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив, С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин и др. – К.: Наук. думка, 1990. – 680 с.
9. Осташ О. П., Жмур-Клименко В. Т. Рост усталостных трещин в металлах при низких температурах (Обзор) // Физ.-хим. механика материалов. – 1987. – **23**, № 2. – С. 17–29.
(*Ostash O. P. and Zhmur-Klymenko V. T. Fatigue crack growth rate at low temperatures (a review) // Materials Science. – 1987. – 23, № 2. – P. 124–135.*)

Одержано 28.02.2014