

УДК 539.43: 620.178.37: 620.191.33

НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНА ЦИКЛІЧНА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ ДЕГРАДОВАНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ТИПУ В95

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

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

² ДП "Антонов", Київ

Досліджено характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ) сплавів В95пчТ1 у вихідному стані та після модельної деградації, а також В95Т1 після експлуатації 40 років у верхній обшивці крила літака АН-12 за кімнатної і низької (-60°C) температур. Зафіксовано зниження характеристик ЦТ обох деградованих сплавів порівняно з вихідним станом та виявлено низькотемпературне окрихнення сплаву В95Т1. Проаналізовано роль інтерметалідних включень у падінні характеристик ЦТ сплавів типу В95 після експлуатаційної деградації.

Ключові слова: *втома, циклічна тріщиностійкість, експлуатаційна деградація, низька температура.*

Для застосування високоміцних алюмінієвих сплавів у циклічно навантажуваних елементах конструкцій літаків необхідно знати закономірності зміни характеристик їх циклічної тріщиностійкості (ЦТ) залежно від умов експлуатації. Відомо, що корозивне середовище (3,5% р-н NaCl) знижує поріг втоми (ΔK_{th}) і циклічну в'язкість руйнування (ΔK_{fc}) сплаву В95пчТ1 у вихідному стані (постачання) на 40% порівняно з випробами у повітрі [1]. За низької температури ЦТ високоміцних алюмінієвих сплавів у вихідному стані, навпаки, підвищується, і швидкість росту втомої тріщини (РВТ) на всіх ділянках діаграми ($da/dN-\Delta K$) нижча, ніж у повітрі за кімнатної температури [2].

Під час тривалої експлуатації змінюється структура і фізико-механічні властивості високоміцних алюмінієвих сплавів [3], у першу чергу, знижуються характеристики ЦТ проти вихідних (у стані постачання). Зокрема, після модельної деградації у лабораторних умовах циклічна в'язкість руйнування сплаву В95пчТ1 зменшується у повітрі на 34% [3], а у корозивному середовищі – на 54% проти вихідного стану [4]. Дані про вплив низьких температур на зміну характеристик ЦТ тривало експлуатованих алюмінієвих сплавів у літературі відсутні.

Нижче досліджено дію низької (-60°C) температури на характеристики ЦТ та мікрофрактографічні особливості руйнування деградованих (у лабораторних умовах та після довготривалої експлуатації) високоміцних алюмінієвих сплавів типу В95.

Матеріал та методика. Випробовували зразки алюмінієвих сплавів В95пчТ1 (0,1% Si; 0,25% Fe) у вихідному стані (гартування і штучне старіння) та після модельної деградації в лабораторних умовах за розробленою раніше методикою [3], а також В95Т1 (0,5% Si; 0,5% Fe) після 40 років експлуатації у верхній обшивці крила літака АН-12.

Характеристики ЦТ сплавів визначали за діаграмами швидкостей РВТ – залежностями $da/dN-\Delta K$ [5], отриманими на компактних (СТ) зразках базового роз-

міру $W = 40 \text{ mm}$ і товщиною $2,9 \dots 3,9 \text{ mm}$ за частоти $10 \dots 15 \text{ Hz}$ і коефіцієнта асиметрії $R = 0,1$ циклу навантаження у повітрі при 20°C та у парах рідкого азоту при -60°C . Довжину втомної тріщини виміряли катетометром КМ-6 за 25-кратного збільшення з похибкою $\pm 0,02 \text{ mm}$. 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 коефіцієнта інтенсивності напружень (КИН) за швидкості РВТ $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} m/cycle відповідно.

Для мікрофрактографічного і локального хімічного аналізів зразків використали сканувальний електронний мікроскоп Zeis-EVO 40XVP зі системою мікроаналізу INCA Energy 350.

Результати та їх обговорення. Крило літака повинно володіти високою несучою здатністю, достатніми міцністю та жорсткістю за мінімальної маси конструкції. Верхні обшивки крила літака АН-12 виготовлено з високоміцного алюмінієвого сплаву В95Т1. На крило в польоті та під час злетів і посадок діють аеродинамічні сили, інерційні навантаження від маси крила, включаючи і його силу тяжіння, зосереджені навантаження від агрегатів та вантажів, що спричиняють у ньому еквівалентні напруження [6] (рис. 1).

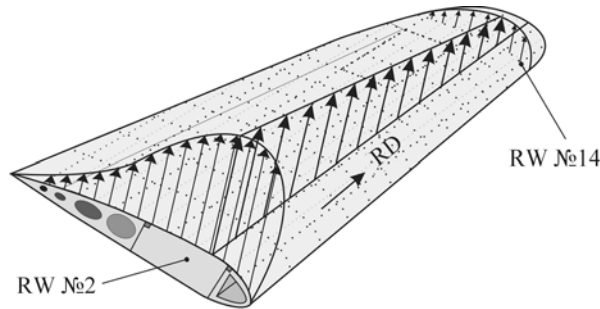


Рис. 1. Розподіл еквівалентних напружень в обшивці крила літака під час типового польоту: RW – нервюра крила; RD – напрям вальцювання листів обшивки.

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

Результати тензометрування обшивки крила свідчать про превалюючий напрям навантаження вздовж крила (паралельно напрямку вальцювання листів обшивки) і еквівалентні напруження в обшивці біля кореня крила в околі нервюри № 2 (2RW), які втричі більші, ніж на його краю в околі нервюри № 14 (14RW) (рис. 2). Під час модельної деградації у лабораторних умовах [3] зразки навантажували також у напрямі, який збігається з напрямом вальцювання листів. Номінальні напруження становили 80 MPa , тобто у 2,25 рази нижчі за експлуатаційні навантаження, що діяли в околі нервюри № 2, і незначно переважали напруження в околі нервюри № 14 (рис. 2).

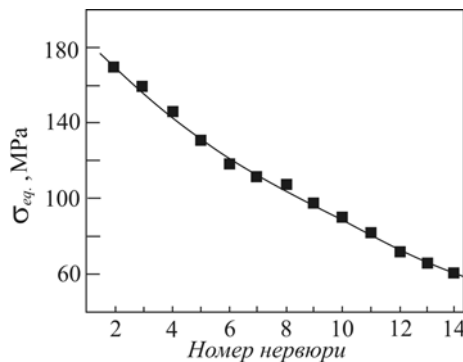


Рис. 2. Рівень прикладених еквівалентних напружень у верхній обшивці крила літака залежно від номера нервюри (див. рис. 1), встановлений за результатами відповідних тензометричних вимірювань.

Fig. 2. The level of applied equivalent stresses in the upper aircraft wing skin depending on the number of ribs (see Fig. 1) established according to relevant tenzometric measurements.

Низькотемпературні випробиви виявили, що поведінка алюмінієвих сплавів узгоджується з існуючими уявленнями про схильність конструкційних матеріалів та їх зварних з'єднань до низькотемпературного окрихчення, яку оцінюють за трьома основними типами зміщення діаграм швидкостей РВТ за низької температури [7]. Високоміцному алюмінієвому сплаву В95пчТ1 у стані постачання властивий тип I зміщення діаграми, коли в усьому діапазоні зміни КІН ΔK (від ΔK_{th} до ΔK_{fc}) швидкість РВТ за температури -60°C нижча, ніж за кімнатної (рис. 3a). Аналогічну тенденцію зафіксували після його модельної деградації у лабораторних умовах (рис. 3b). Для сплаву В95Т1 після тривалої експлуатації властивий тип II зміщення діаграми, коли за низьких розмахів параметра ΔK низькотемпературна ЦТ вища, ніж за кімнатної температури, але за високих, навпаки, нижча (рис. 3c, d). Така тенденція характерна для цього сплаву після тривалої експлуатації незалежно від того, в околі якої нервюри (2RW чи 14RW) знаходився цей матеріал.

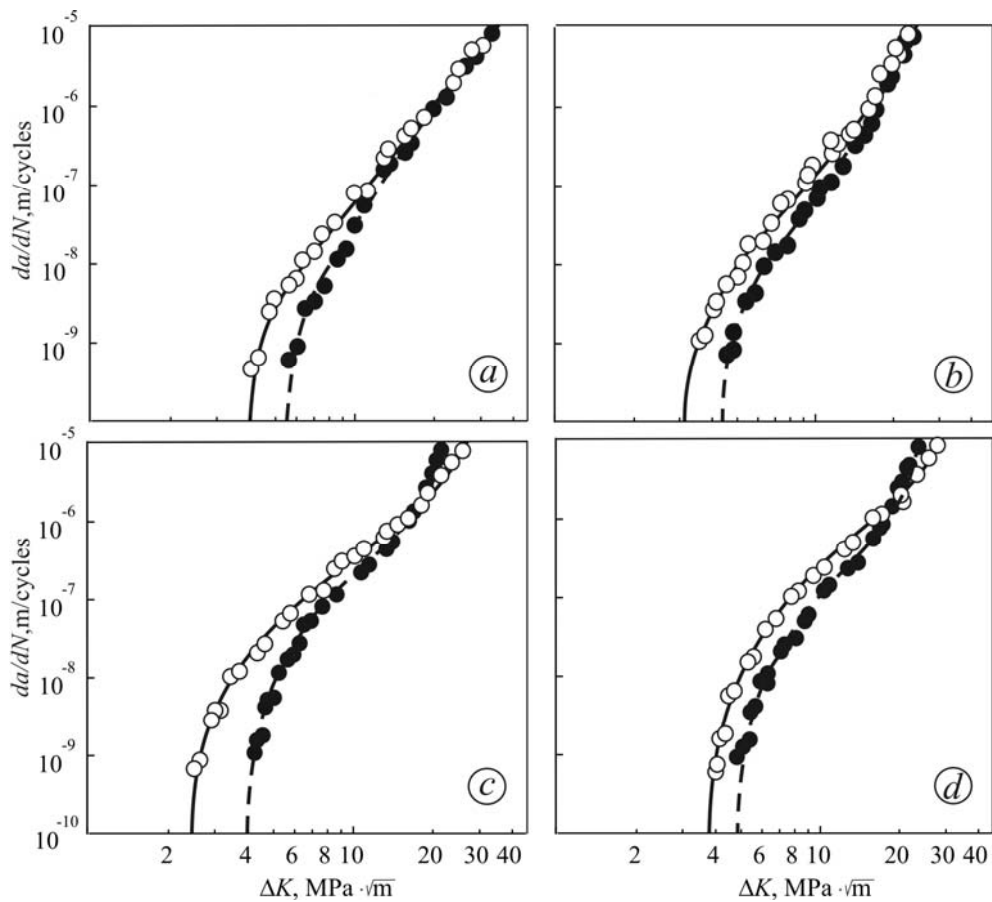


Рис. 3. Порівняння діаграм швидкостей росту втомних макротріщин сплавів В95пчТ1 у вихідному стані (a) і після модельної деградації (b) та В95Т1 після експлуатаційної деградації в зоні нервюри № 2 (c) і № 14 (d): ○ – кімнатна температура; ● – -60°C .

Fig. 3. Comparison of fatigue crack growth rates for B95пчТ1 alloys in as-received state (a), after model degradation (b) and B95Т1 alloys after in-service degradation in the area of 2RW (c) and 14RW (d): ○ – room temperature; ● – -60°C .

Порівнянням кривих da/dN – ΔK , отриманих за кімнатної та низьких температур, виявлено доволі добре їх ранжування (рис. 4) за впливом механічного фактора на ступінь деградації сплавів і втратою пластичності [8]: найнижча ЦТ властива сплаву після експлуатаційної деградації в околі нервюри № 2, найвища – у ста-

ні постачання; сплави після модельної деградації і експлуатації в зоні нервюри № 14 займають проміжне положення.

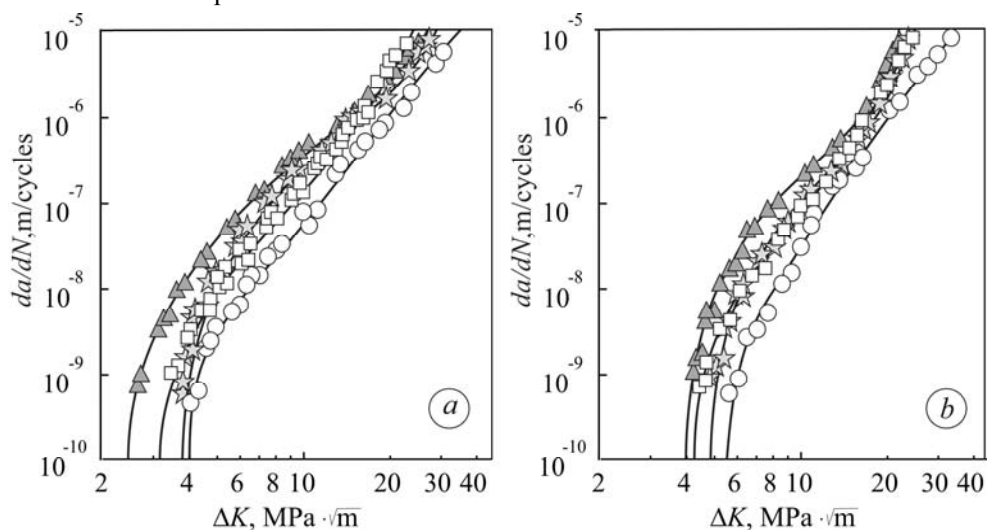


Рис. 4. Порівняння діаграм швидкостей росту втомних макротріщин при 20°C (a) і -60°C (b) для сплавів типу В95 у вихідному стані (○), після модельної (□) та експлуатаційної деградації в зоні нервюр № 2 (▲) і 14 (☆).

Fig. 4. Comparison of fatigue macrocrack growth rates at 20°C (a) and -60°C (b) for B95 aluminium alloys in as-received state (○), after model degradation (□) and after in-service degradation in the area of 2RW (▲) and 14RW (☆).

Позитивний вплив низької температури найвідчутніший за низьких амплітуд навантаження у припороговій ділянці кривої $da/dN-\Delta K$. Поріг втоми ΔK_{th} сплаву В95пчТ1 у стані постачання і після модельної деградації зростає майже на 40%; сплаву В95Т1 після тривалої експлуатації – майже на 40 і 30% відповідно в зонах нервюр № 2 (2RW) і 14 (14RW) (див. таблицю).

Зміна характеристик циклічної тріщиностійкості сплавів типу В95

№ за/п	Сплав	Стан матеріалу		Характеристики ЦТ, $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$		$\beta_f = \frac{\Delta K_{fc}^{-60^\circ\text{C}}}{\Delta K_{fc}^{+20^\circ\text{C}}}$
				ΔK_{th}	ΔK_{fc}	
1	В95пчТ1	Постачання		$\frac{4,0}{5,5}$	$\frac{35}{35}$	1,0
2		Модельна деградація		$\frac{3,1}{4,3}$	$\frac{23}{23}$	1,0
3	В95Т1	Експлуатаційна деградація	14НК	$\frac{3,8}{4,9}$	$\frac{30}{24}$	0,80
4			2НК	$\frac{2,3}{4,0}$	$\frac{24}{21}$	0,88

Примітка: 14НК (14RW) і 2НК (2RW) – чотирнадцята і друга нервюри крила; у чисельнику дані, отримані на повітрі (20°C); у знаменнику – при -60°C.

За високих амплітуд навантаження вплив низької температури нівелюється (рис. 3) і циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} для сплаву В95пчТ1 у стані постачання та після модельної деградації не змінюється, коефіцієнт $\beta_f = 1$ (див. таблицю). Але після тривалої експлуатації сплаву В95Т1 швидкість РВТ у високоамплітуд-

ній області діаграми ($da/dN > 10^{-6}$ m/cycle) за низької температури стає вищою, ніж за кімнатної; значення ΔK_{fc} при -60°C знижується на 20 і 13%, $\beta_f = 0,8$ і $0,88$ відповідно для матеріалу в зонах нервюр № 14 і 2. Пришвидщення РВТ у високоамплітудній ділянці навантаження експлуатованого сплаву за низької температури порівняно з кімнатною виявлено вперше. Для алюмінієвих сплавів у вихідному стані такого ефекту не спостерігали навіть за випробувань у рідкому азоті (-196°C) [2]. Менший негативний вплив низької температури (коефіцієнт β_f) на циклічну в'язкість руйнування ΔK_{fc} матеріалу обшивки в околі нервюри № 2, ніж в околі нервюри № 14, можна пов'язати з вищим ступенем його деградування (окрихчення), який проявляється уже за кімнатної температури: значення ΔK_{fc} сплаву В95Т1 після тривалої експлуатації в околі нервюр № 2 і 14 відповідно нижче на 30 і 14% проти значення для сплаву В95пчТ1 у вихідному стані (див. таблицю).

І за кімнатної (рис. 4а), і за низької (рис. 4б) температур випробування негативний вплив експлуатаційної деградації сплаву типу В95 зафіксовано в діапазоні швидкостей РВТ $da/dN \approx 5 \cdot 10^{-9} \dots 1 \cdot 10^{-8}$ m/cycle, коли порівняно з вихідним станом значення da/dN за заданого розмаху ΔK зростає більш як на порядок. Цей діапазон РВТ відповідає нижній частині перісівської (середньоамплітудної) ділянки діаграми, яка для сплавів типу В95, як правило, складається з двох частин [2]. У верхній частині ($da/dN \approx 10^{-7} \dots 10^{-6}$ m/cycle) негативний вплив експлуатаційної деградації слабшає. З переходом у високоамплітудну ділянку ($da/dN > 10^{-6}$ m/cycle) він і далі зникає за кімнатної температури випробування (рис. 4а), проте знову зростає за низької (рис. 4б). Такі закономірності можна пов'язати з особливостями мікромеханізму РВТ.

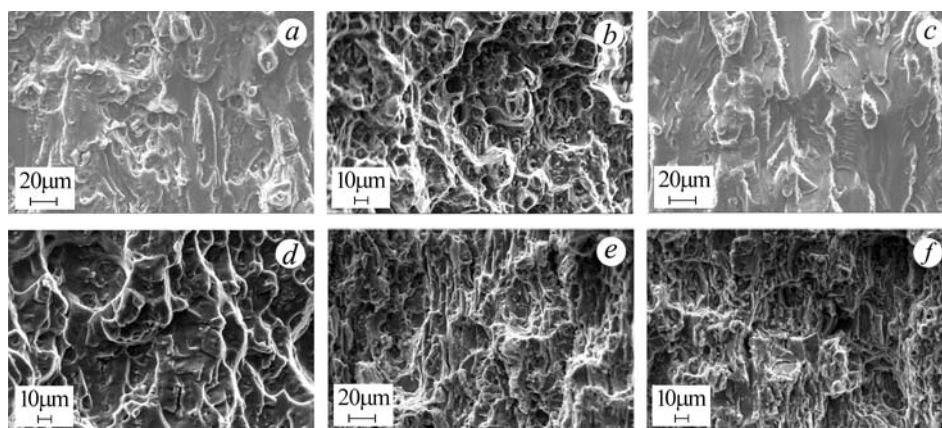


Рис. 5. Мікрофрактограми зразків сплаву В95пчТ1 у вихідному стані (а, б) і після модельної деградації (с, д), а також сплаву В95Т1 після експлуатаційної деградації в зоні нервюр № 2 (е) і 14 (ф), за швидкості РВТ $da/dN = 10^{-6} \dots 10^{-5}$ m/cycle при -60°C .

Fig. 5. Microfractographies of В95пчТ1 alloy in as-received state (а, б), after model degradation (с, д) and В95Т1 alloy after in-service degradation in the area 2RW (е) and 14RW (ф) for fatigue crack growth rate $da/dN = 10^{-6} \dots 10^{-5}$ m/cycle at -60°C .

Мікрофрактографічний аналіз підтверджує тенденції зміни ЦТ досліджуваних сплавів. Високій тріщиностійкості сплаву В95пчТ1 у стані постачання відповідають витягнуті вздовж напрямку вальцювання площини розшарування, домінуючими у формуванні яких є втомні борозенки (рис. 5а). Поруч з ними зафіксовано ділянки, що зумовлені високоенергоємним ямковим механізмом руйнування (рис. 5б). У кратерах більшості ямок знаходяться включення вторинної фази, а деформаційні гребені, що оточують кожну з ямок, свідчать про мікропластичне руйнування. У зламах зразків сплаву В95пчТ1 після модельної деградації ділянок

з втомними борозенками стає значно менше (рис. 5с) і зростає площа ділянок з фасетками циклічного квазівідколу (рис. 5d), що узгоджується зі зниженням циклічної в'язкості руйнування цього сплаву (див. таблицю).

Мікрособливості поверхні зламів сплаву В95Т1 після експлуатаційної деградації (рис. 5e, f) суттєво відрізняються від спостережених для сплаву В95пчТ1 у вихідному стані. Характерними тут є низькоенергоємний ямковий рельєф, фасетки через- і міжзеренного відколу, зростання кількості вторинних мікротріщин. Ділянки з втомними борозенками на мікрофрактограмах експлуатованого сплаву В95Т1 відсутні, але зустрічаються розтріпані включення вторинної фази. Крім того, зростає декогезія на межі включення–матриця (рис. 6). Це обумовлює зміну високоенергоємного ямкового мікромеханізму руйнування на низькоенергоємний. Зафіксовані мікрособливості зламів пояснюють зниження ЦТ сплаву після експлуатаційної деградації порівняно з вихідним станом (див. таблицю).

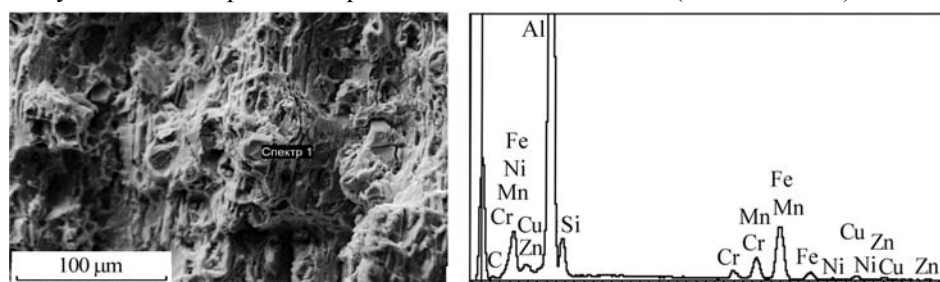


Рис. 6. Мікрофрактограма і локальний аналіз вмісту хімічних елементів у включеннях вторинної фази сплаву В95Т1 після експлуатаційної деградації.

Fig. 6. Microfractographies and local analysis of chemical elements content for inclusions of the second phase of B95T1 aluminium alloy after in-service degradation.

Локальний хімічний аналіз вторинних включень, виявлених на дні ямок, засвідчив високий вміст заліза (до 18 mass.%) і кремнію (до 6 mass.%) (рис. 6). Отже, 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, 10], розмір яких для досліджених сплавів сягає 10... 20 μm . Таким чином, через інтерметалідні включення проявляється відомий [11, 12] негативний вплив домішок заліза і кремнію на службові характеристики алюмінієвих сплавів типу В95.

ВИСНОВКИ

Зафіксовано зниження в 1,4–1,7 рази порога втоми ΔK_{th} і циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} за кімнатної і низької (-60°C) температур для деградованих сплавів В95пчТ1 і В95Т1 порівняно з вихідним станом (постачання). Виявлено низькотемпературне окрихчення (зниження ΔK_{fc}) тривало експлуатованого сплаву В95Т1 за циклічного навантаження при -60°C , який у вихідному стані не окрихчується навіть при -196°C . Зниження характеристик ЦТ деградованих сплавів типу В95 пов'язано зі зміною мікромеханізмів руйнування, обумовленою переважальним впливом інтерметалідних включень на основі алюмінію та домішок заліза і кремнію.

РЕЗЮМЕ. Исследованы характеристики циклической трещиностойкости (ЦТ) сплавов В95пчТ1 в исходном состоянии (поставки) и после модельной деградации, а также В95Т1 после эксплуатации 40 лет в верхней обшивке крыла самолета АН-12 при комнатной и низкой (-60°C) температурах. Зафиксировано снижение характеристик ЦТ деградированных сплавов в сравнении с исходным состоянием. Обнаружено низкотемпературное охрупчивание сплава В95Т1 после эксплуатационной деградации. Проанализировано влияние интерметаллидных включений на снижение характеристик ЦТ деградированных сплавов типа В95.

SUMMARY. Fatigue crack growth resistance characteristics for as-received state and after model degradation of B95пчТ1 and B95Т1 alloys from the AN-12 aircraft upper wing skin after in-service degradation during 40 years at room and low (–60°C) temperatures are investigated. The decrease of fatigue crack growth resistance characteristics of B95пчТ1 and B95Т1 degraded alloys in comparison with the as-received state is found. The low temperature embrittlement of B95Т1 alloy after in-service degradation is revealed. The influence of intermetallic inclusions on the decrease of fatigue crack growth resistance characteristics of degraded (type B95) alloys is analyzed.

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. – № 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. – № 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. // Soviet 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. – № 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 // Ibid. – 2006. – 42, № 4. – P. 427–439.*)
4. 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. – № 5. – С. 75–84.
(*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. 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.
6. Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 9: Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / Під ред. О. П. Осташа, В. М. Федірка. – Львів: Сполом, 2007. – 1068 с.
7. Осташ О. П., Жмур-Клименко В. Т. Рост усталостных трещин в металлах при низких температурах (Обзор) // Физ.-хим. механика материалов. – 1987. – № 2. – С. 17–29.
(*Ostash O. P. and Zhmur-Klimenko V. T. Fatigue crack growth in metals at low temperatures (a review) // Soviet Materials Science. – 1987. – 23, № 2. – P. 124–135.*)
8. 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. – № 6. – С. 5–11.
(*Ostash O. P., Andreiko I. M., Holovatyuk Yu. V., and Koval'chuk L. B. Structural-phase state and physico-mechanical properties of degraded D16- and V95-type aluminum alloys // Ibid. – 2008. – 44, № 6. – P. 739–746.*)
9. Кишкина С. И. Сопrotивление разрушению алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1981. – 280 с.
10. Куслицкий А. Б. Неметаллические включения и усталость стали. – К.: Техніка, 1976. – 128 с.
11. Добаткин В. И. Слитки алюминиевых сплавов. – М.: Металлургиздат, 1960. – 175 с.
12. Фриндландер И. Н. Высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы. – М.: Обorongиз, 1960. – 290 с.

Одержано 17.03.2012