

РОЗДІЛ 2

АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ АВІАЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

В авіаційних конструкціях широко використовують високоміцні алюмінієві, титанові, магнієві сплави; високоміцні корозійнотривкі та жароміцні сталі; композиційні матеріали – полімерні, металополімерні та металічні, а також неметалеві конструкційні матеріали [1].

Вибір матеріалу для конкретних конструкцій літака ґрунтується на умовах їх експлуатації. При цьому максимальну увагу приділяють досягненню найбільших міцності, жорсткості і живучості за найменшої маси вузла (деталі), тобто забезпеченню максимальної вагової ефективності матеріалу, яку оцінюють його питомими міцністю σ_B/d і жорсткістю E/d . Базові характеристики для основних груп авіаційних матеріалів подано в табл. 2.1.

Таблиця 2.1

Характеристики основних груп авіаційних матеріалів

Матеріал	Густина d , кг/м ³	Границя міцності σ_B , МПа	Модуль пружності E , ГПа	Питома міцність σ_B/d	Питома жорсткість E/d	
Алюмінієві сплави	2700	400...650	72	0,148...0,204	0,026	
Магнієві сплави	1800	200...340	45	0,110...0,187	0,025	
Титанові сплави	4500	500...1300	120	0,110...0,290	0,270	
Сталі	середньоміцні	7800	800...1300	210	0,103...0,167	0,270
	високоміцні	7800	1300...2300	210	0,167...0,294	0,270
Композиційні матеріали	1400...2600	500...1300	35...250	0,40...0,60	0,025...0,10	

Традиційними авіаційними матеріалами, зокрема для обшивок фюзеляжу і крил літаків, є алюмінієві сплави типу Д16 (система Al–Cu–Mg) і В95 (система Al–Zn–Mg–Cu) у переважно загартованому і природно (сплави Д16) чи штучно (сплави В95) зістареному вихідному станах (аналоги відомих за кордоном сплавів 2024–Т3 і 7075–Т6 відповідно).

У вихідному стані структурно-фазовий склад цих сплавів – це зерна твердого розчину на основі алюмінію та включення вторинної фази, які за розміром можна розділити на три групи: великі (1...100 мкм) нерозчинні включення, які утворюються під час виплавляння завдяки домішкам заліза і кремнію; середні (0,05...0,5 мкм) інтерметаліди, які виділяються під час гомогенізації вилівка; дисперсні (0,01...0,1 мкм) – т. зв. зони Гінье–Престона, які формуються під час старіння гартованих сплавів і відіграють основну роль у їх зміцненні.

Комплекс властивостей цих алюмінієвих сплавів залежить від температурно-часових параметрів старіння: зонного (Т), фазового (Т1), коагуляційного (Т2, Т3). Наприклад, для сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu за фазового старіння досягається максимальна міцність, але понижуються корозійна тривкість (особливо опір корозійному розтріскуванню під напруженням), в'язкість руйнування та пластичність. За коагуляційного суттєво підвищується корозійна тривкість, забезпечується оптимальне співвідношення характеристик міцності, в'язкості, руйнування та пластичності. Для виробів з тривалим ресурсом рекомендують обробку за режимами Т, Т2 та Т3.

Випробування на витривалість авіаційних конструкцій виявили суттєвий вплив напрацювання [2, 3]. Встановлено (рис. 2.1), що довговічність крила літака після експлуатації може складати 30...80% від довговічності нового крила ($N_{\text{експл.}}$ – кількість польотів в експлуатації; ΔN – кількість циклів навантаження на стенді, який моделює політ, до руйнування крила старого літака; $N_{\text{вих.}}$ – кількість циклів стендових випробувань крила нового літака). Отримані закономірності пов'язують з пришвидшеним зародженням і поширенням пошкодження внаслідок тривалої експлуатації, що впливає на зниження характеристик тріщиностійкості матеріалів обшивки крила літака [2]. Виявили також (рис. 2.2), що порівняно з матеріалами у вихідному стані в'язкість руйнування на 20% нижча, а швидкість росту втомної тріщини у 1,5–3,5 рази вища в матеріалах старих літаків з терміном служби понад 20 років [2].

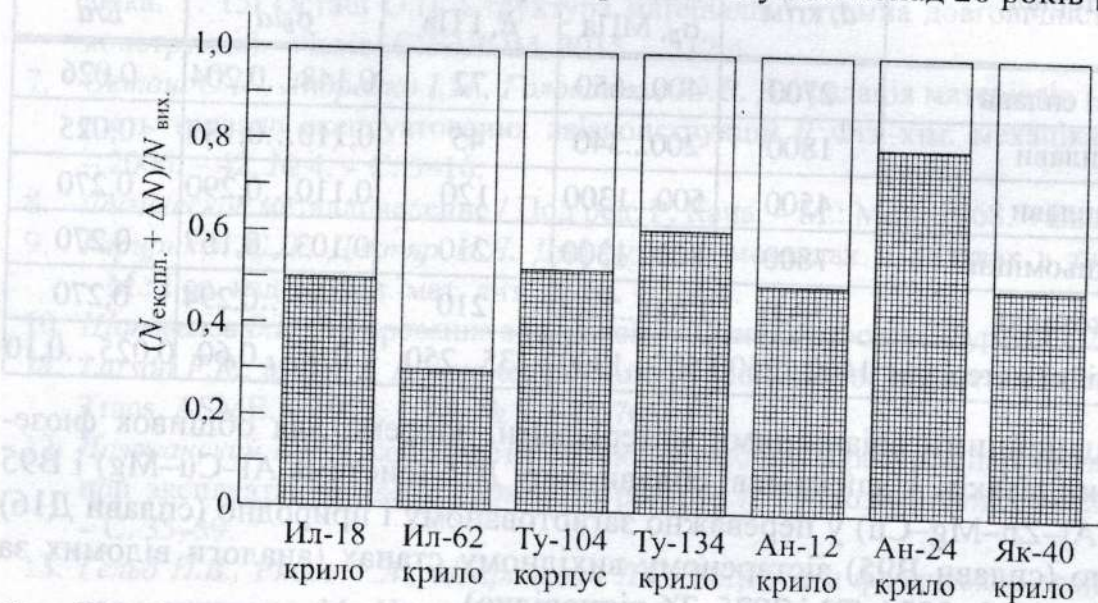


Рис. 2.1. Відносна довговічність крила нових (світле поле) і старіючих (темне) літаків.

Таким чином, розраховуючи залишковий ресурс старіючих літаків, необхідно враховувати деградацію властивостей конструкційних матеріалів, проте методологія такого підходу на сьогодні не розроблена. Очевидно, властивості цих матеріалів має описувати поправковий понижувальний коефіцієнт $\eta < 1$ [4]. Зокрема, можна записати, що $\eta = \eta_{\text{вих.}} \cdot \eta_M$. Коефіцієнт $\eta_{\text{вих.}}$ повинен враховувати розкид даних витривалості та інших службових характеристик вихідних (у стані постачання) матеріалів, а також їх понижену тріщиностійкість

порівняно зі сучасними, пов'язану з різними технологіями виробництва, а коефіцієнт η_M – деградацію властивостей вихідних матеріалів під час тривалої експлуатації. Він є функцією зміни параметрів, які визначають опір руйнуванню матеріалів і чутливі до їх структурної деградації. Проблема полягає у тому, що для встановлення поправкових коефіцієнтів під час розрахунку ресурсу потрібно визначити механічні властивості авіаційних матеріалів, які найбільше впливають на коефіцієнт η_M , а також мікроструктурні особливості та фізичні характеристики матеріалів, за якими можна діагностувати зміну цього коефіцієнта.

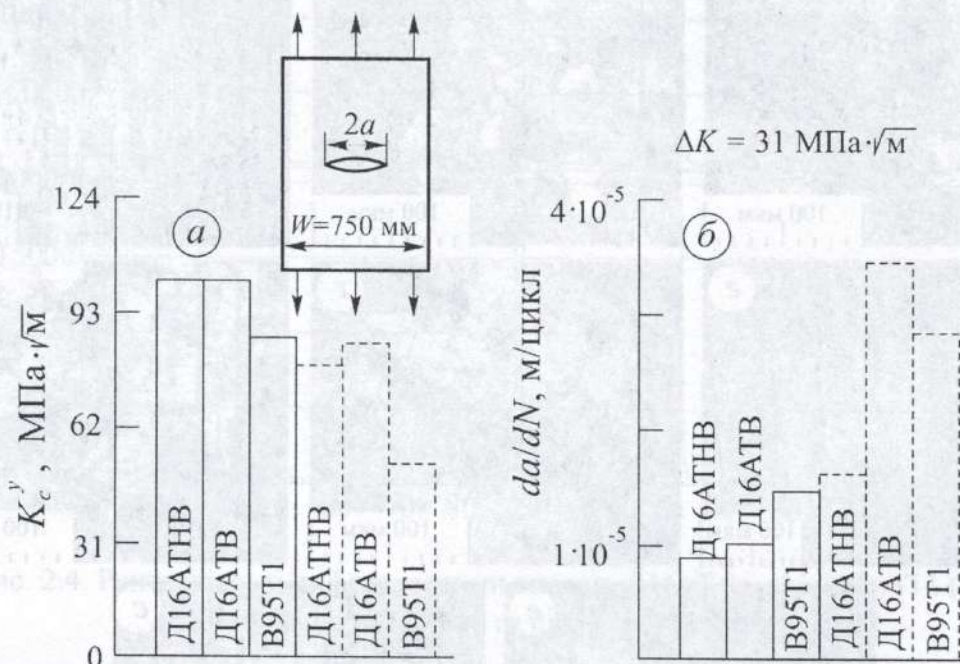


Рис. 2.2. Трещиностійкість за статичного (а) і циклічного (б) навантаження алюмінієвих сплавів у вихідному стані (суцільні гістограми) і після експлуатації 20 років (штрихові).

2.1. Структурні зміни в сплавах під час тривалої експлуатації

Мікроструктурний аналіз вальцьованих листів з алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 у вихідному стані (рис. 2.3а–г) і після тривалої (25 років) експлуатації (рис. 2.3г–є) свідчить, що загалом їх структура не змінюється, тобто на цьому структурному рівні практично відсутні деградаційні процеси [5, 6]. Можна відзначити відчутніший вплив вальцювання на структуру сплавів типу В95 (рис. 2.3в, г, е, є) проти сплавів типу Д16 (рис. 2.3а, б, г, д), а також помітне зростання виділень інтерметалідів у сплавах Д16Т (рис. 2.3а, г) і В95Т1 (рис. 2.3в, е) порівняно зі сплавами Д16чТ (рис. 2.3б, д) і В95пчТ1 (рис. 2.3г, є), що обумовлено підвищеним вмістом домішок заліза і кремнію і є наслідком різниці в технології виробництва сучасних сплавів (Д16чТ і В95пчТ1) і декілька десятків років тому (Д16Т і В95Т1).

Рентгенофазовий аналіз також не виявив суттєвої різниці у фазовому складі цих сплавів у вихідному стані та після експлуатації (рис. 2.4). Зафіксовано лише, що після тривалої експлуатації параметр ґратки твердого розчину сплаву Д16чТ зменшується від 4,051 Å до 4,047 Å, а сплаву В95пчТ1 збільшується від 4,059 Å до 4,061 Å [6], що, ймовірно, пов'язано з достарюванням сплаву типу Д16 (Т→Т1) під впливом термосилових експлуатаційних чинників і перестарюванням сплаву типу В95 (Т1→Т2, Т3).

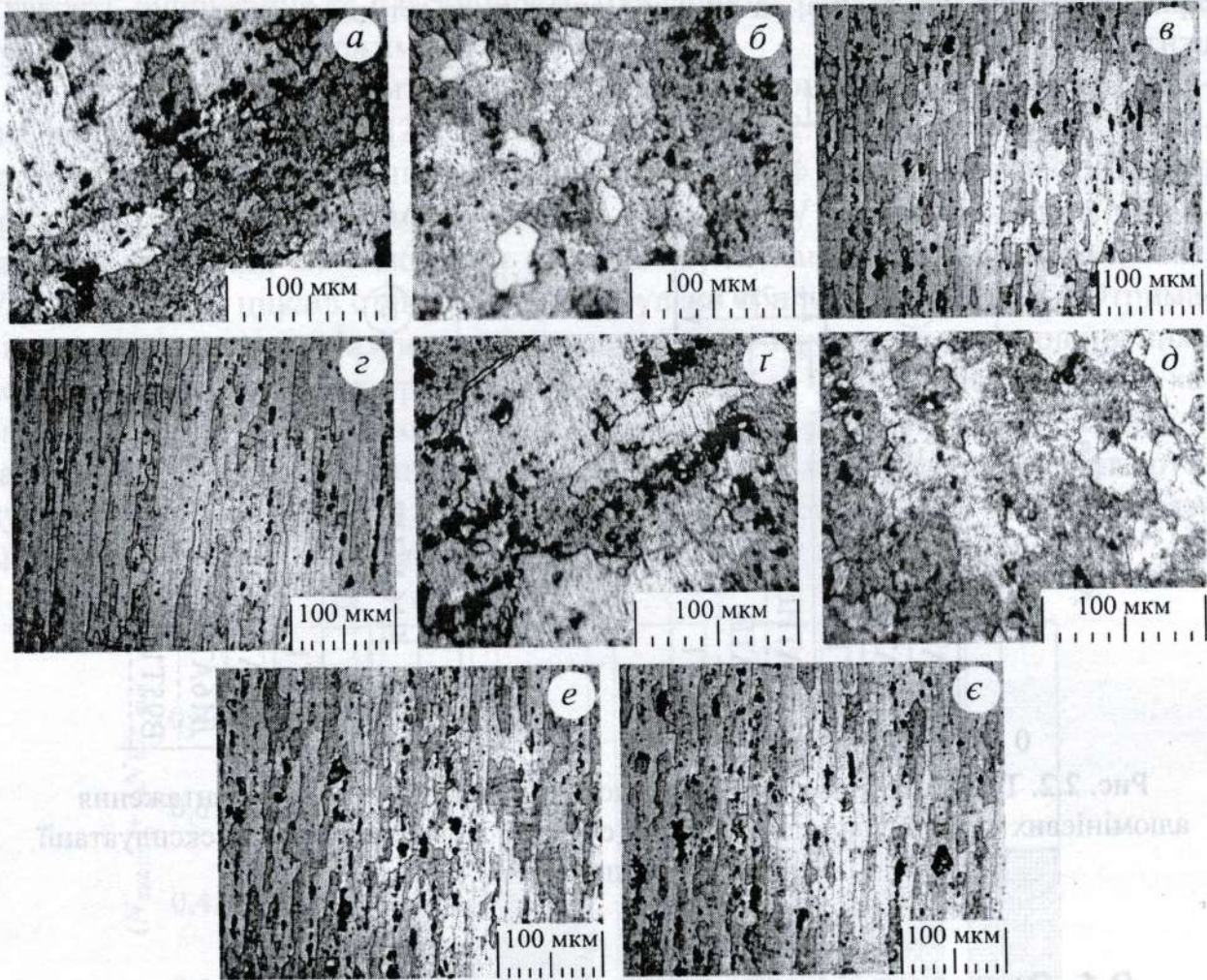


Рис. 2.3. Мікроструктура алюмінієвих сплавів Д16Т (а, г), Д16чТ (б, д), В95Т1 (в, е) і В95пчТ1 (з, є) у вихідному стані (а–з) і після тривалої (25 років) експлуатації (г–є).

Досліджуючи зразки нижньої (сплав Д16АТНВ) і верхньої (сплав В95Т1) обшивок крила літака Ан-12 після 40 років експлуатації, зафіксували значні зміни тонкої структури сплавів типу Д16 і В95 [7]. Зразки вирізали з обшивки в околі нервюр крила № 2; 4; 12 і 14 між стрингерами № 4 і 6 по хорді крила (рис. 2.5).

В обшивці крила діють напруження, спричинені інерційними навантаженнями від маси крила, зосередженим навантаженням від агрегатів та вантажів, а також аеродинамічною силою в польоті, під час злету і посадки. Результати тензометрування напруженого стану обшивки крила виявили (рис. 2.6), що локальні еквівалентні напруження змінюються по хорді верхніх

і нижніх панелей та вздовж крила від нервюри № 2 (2НК) до нервюри № 14 (14НК) (див. рис. 2.5). Для нижніх панелей подано еквівалентні напруження програми стендового випробування, для верхніх – типового польоту. Еквівалентні напруження у нижній і верхній обшивках крила біля його кореня (в околі 2НК) відповідно у 3 і 2,6 рази більші, ніж на краю (в околі 14НК).

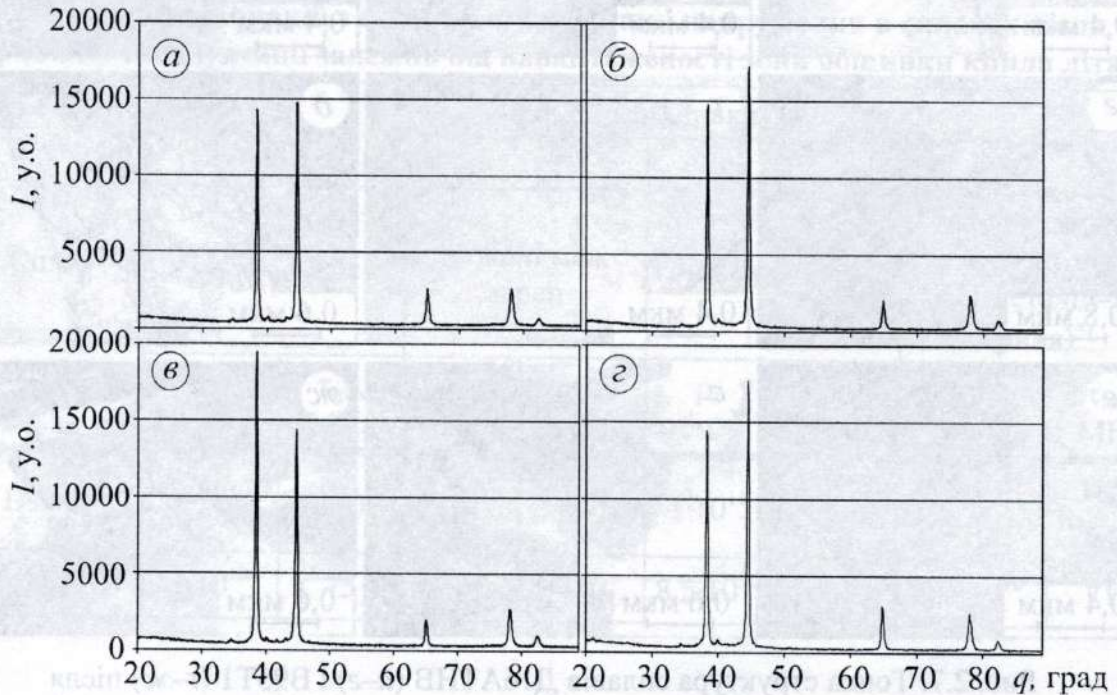


Рис. 2.4. Рентгенівські дифрактограми сплавів Д16чТ (а, в) і В95пчТ1 (б, г) у вихідному стані (а, б) та після деградації (в, г).

Рис. 2.5. Схема навантаженості обшивки крила літака і зона вирізання випробувальних зразків:
 НК – нервюра крила;
 Л – лонжерон; С – стрингер;
 А – зона вирізання зразків;
 НВ – напрямок вальцювання листів обшивки.

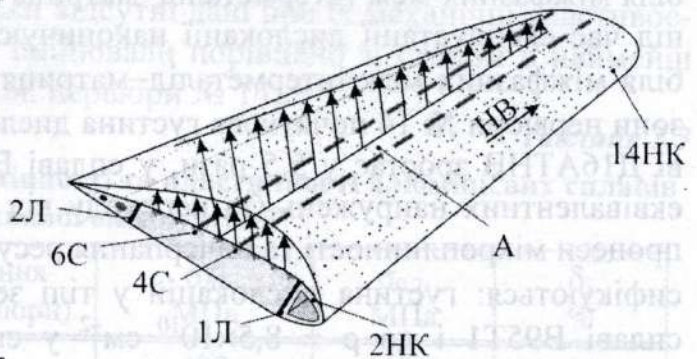
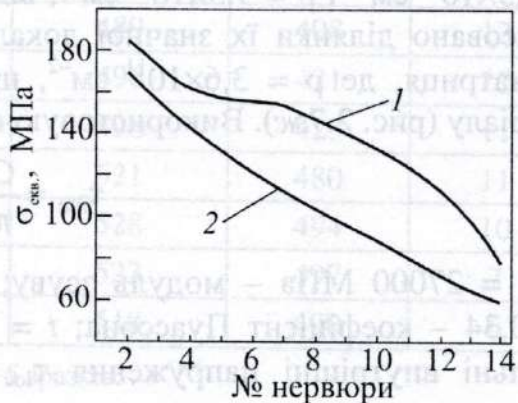


Рис. 2.6. Рівень прикладених еквівалентних напружень у нижній (крива 1) і верхній (крива 2) обшивках крила літака в зоні різних нервюр, встановлений за результатами відповідних тензометричних вимірювань.



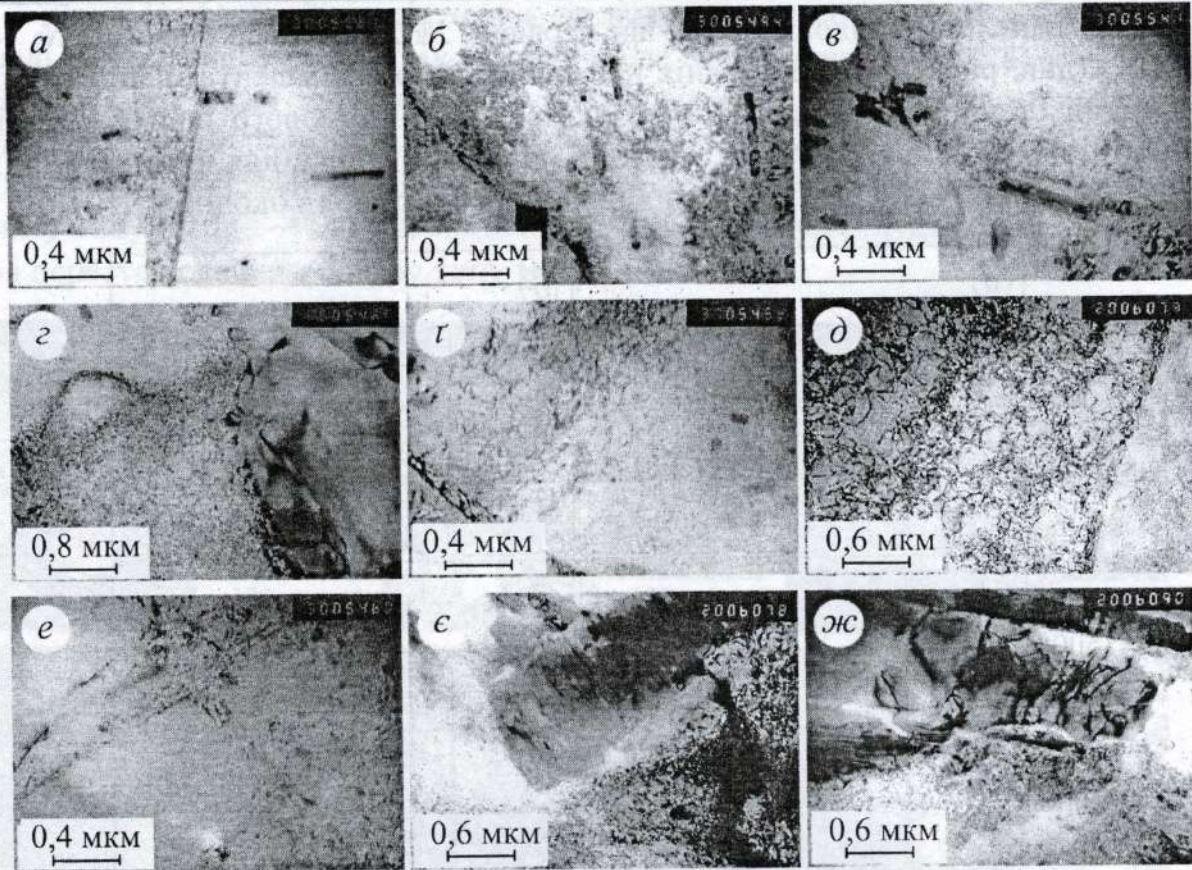


Рис. 2.7. Тонка структура сплавів Д16АТНВ (а-г) і В95Т1 (г-ж) після тривалої експлуатації в зонах нервюри № 14 (а, в, г, е) і № 2 (б, з, д, е, ж).

Оцінювали густину дислокацій в об'ємі зерна, в околі їх меж, а також біля міжфазних меж інтерметалід-матриця (рис. 2.7). Виявили (табл. 2.2), що під час експлуатації дислокації накопичуються біля меж зерен і, особливо, біля міжфазних меж інтерметалід-матриця порівняно з тілом зерна [7]. Для зони нервюри № 14 початкова густина дислокацій $\rho = (1...2) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ у сплаві Д16АТНВ зростає у 5,5 рази, у сплаві В95Т1 – у 4 рази. Зі збільшенням еквівалентних напружень (за переходу від нервюри № 14 до нервюри № 2) процеси мікроплінності та вичерпання ресурсу локальної пластичності інтенсифікуються: густина дислокацій у тілі зерен зростає до $\rho = 1 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ у сплаві В95Т1 і до $\rho = 8,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ у сплаві Д16АТНВ; біля меж зерен $\rho = 2,5 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ і $\rho = 9,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$, відповідно. При цьому для сплаву В95Т1 зафіксовано ділянки їх значної локалізації біля міжфазних меж інтерметалід-матриця, де $\rho = 3,6 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$, що спричиняє локальне розтріскування матеріалу (рис. 2.7ж). Використовуючи відому залежність [7, 8]

$$\tau_{\text{loc}} = \frac{G \cdot b \cdot \rho \cdot t}{\pi \cdot (1 - \nu)}, \quad (2.1)$$

де $G = 27000 \text{ МПа}$ – модуль зсуву; $b = 2,86 \times 10^{-8} \text{ см}$ – вектор Бюргерса; $\nu = 0,34$ – коефіцієнт Пуассона; $t = 2 \times 10^{-5} \text{ см}$ – товщина фольги, оцінили локальні внутрішні напруження τ_{loc} і порівняли з теоретичної міцністю

2.2. Механічні характеристики деградованих сплавів

$\tau_T = 0,1 G = 2700$ МПа (табл. 2.2). Встановили, що в окремих випадках, коли в деградованому сплаві В95Т1 зафіксоване розтріскування міжфазними межами інтерметалід–матриця і по тілу інтерметалідів (рис. 2.7ж), рівень τ_{loc} су-
мірний зі значенням τ_T (табл. 2.2).

Таблиця 2.2

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

Сплав	Зона обшивки							
	14НК				2НК			
	тіло зерен		в околі меж зерен		тіло зерен		в околі меж зерен (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

2.2. Механічні характеристики деградованих сплавів

Така зміна тонкої структури деградованих алюмінієвих сплавів впливає на їх механічну поведінку. Оскільки відсутні дані про їх механічні властивості у вихідному стані, деградацію оцінювали порівняно зі станом в найменш навантаженій частині крила (в околі нервюри № 14).

Таблиця 2.3

Характеристики короткочасової міцності та пластичності алюмінієвих сплавів після тривалої експлуатації^{*)}

Сплав	Місце вирізання зразка (№ нервюри)	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
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 результати випробувань 3–5 зразків.

Встановили (табл. 2.3), що зміна характеристик короткочасової міцності і пластичності матеріалів нижньої (сплав Д16АТНВ) та верхньої (сплав В95Т1) обшивок після тривалої експлуатації залежить від еквівалентних напружень (див. рис. 2.6): за переходу від зони нервюри № 14 до зони нервюри № 2 вона тим суттєвіша, що вищі напруження.

Високоміцний сплав В95Т1 схильніший до деградації, оскільки його відносне видовження δ знижується в зоні нервюри № 2 порівняно зі зоною нервюри № 14 практично удвічі, тоді як сплаву Д16АТНВ – на 20%. Відзначимо, що міцнісні властивості ($\sigma_B, \sigma_{0,2}$) сплавів змінюються мало (на 2...3%).

Довготривала експлуатація суттєвіше впливає на характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ), ніж на міцність сплавів. Найчутливіший до експлуатаційної деградації поріг втоми ΔK_{th} (табл. 2.4): для сплаву Д16АТНВ він падає на 22%; для сплаву В95Т1 – на 40%, а циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} знижується на 6 і 20%, відповідно. Таким чином, за характеристиками пластичності і ЦТ сплав В95Т1 схильніший до деградування під час тривалої експлуатації.

Порівнянням діаграм швидкостей росту втоми макротріщини ($da/dN-\Delta K$), отриманих для цих сплавів після тривалої експлуатації та сплавів Д16чТ і В95пчТ1 у стані постачання, виявили, що за пороговою ЦТ вони чітко ранжуються (рис. 2.8): найвищим порогом втоми ΔK_{th} володіють сплави у стані постачання (криві 1), найнижчим – експлуатовані в околі нервюр № 2 (криві 3), де еквівалентні напруження найвищі (170...185 МПа). Сплави після експлуатації в околі нервюри № 14 (криві 2), де експлуатаційні еквівалентні напруження становили 55...80 МПа, за ЦТ близькі до сплавів у вихідному стані (криві 1). Хоча це порівняння умовне, оскільки сплави у вихідному стані (Д16чТ і В95пчТ1) і експлуатовані (Д16АТНВ і В95Т1) різняться за технологією виробництва, зокрема, за чистотою за домішками заліза і кремнію. Тому експлуатаційну деградацію 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 (нервюра № 14).

Таблиця 2.4

Зміна характеристик циклічної тріщиностійкості сплавів типу Д16 і В95

Сплав	Стан матеріалу	Місце вирізання зразка ^{*)}	Характеристики ЦТ	
			ΔK_{th}	ΔK_{fc}
			МПа $\cdot\sqrt{м}$	
Д16АТНВ	Експлуатаційна деградація	14НК	3,2	32
		2НК	2,5	30
В95Т1		14НК	3,8	30
		2НК	2,3	24
Д16чТ	Вихідний стан	–	4,1	45
В95пчТ1			4,0	35

*) 14НК і 2НК – нервюри крила № 14 і № 2.

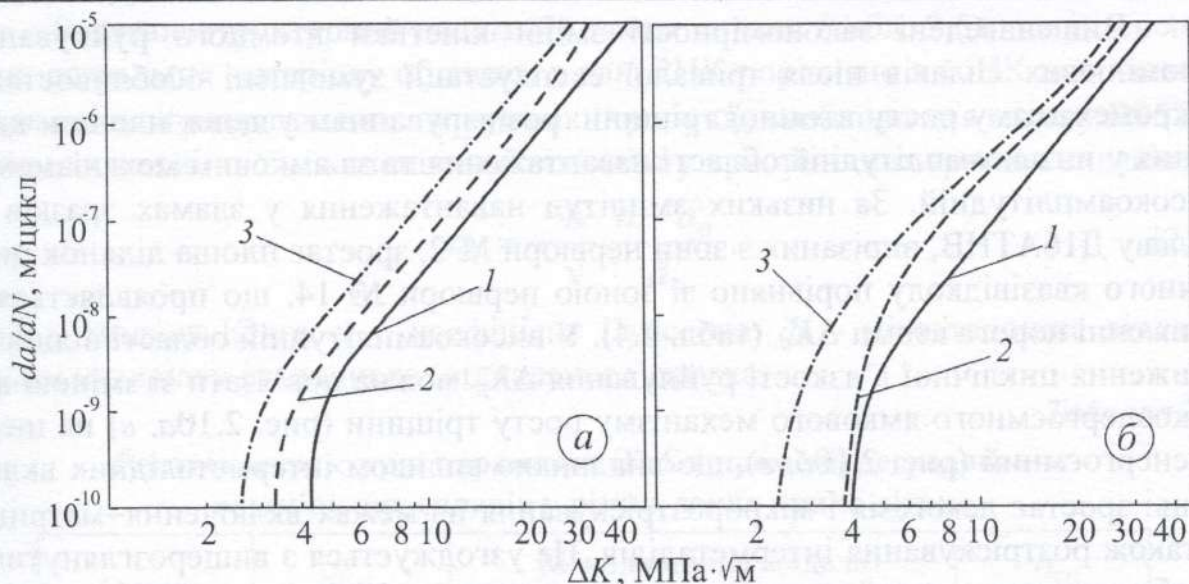


Рис. 2.8. Порівняння діаграм швидкостей росту втомої макротріщини сплавів типу Д16 (а) і В95 (б): 1 – вихідний стан (сплави Д16чТ і В95пчТ1); 2 і 3 – після експлуатаційної деградації відповідно в зоні нервюр № 14 і № 2 (сплави Д16АТНВ і В95Т1).

Загалом можна констатувати, що ступінь деградування алюмінієвих сплавів типу Д16 та В95 визначають механічні напруження під час тривалої експлуатації, при цьому сплав В95Т1 схильніший до експлуатаційної деградації, ніж сплав Д16АТНВ. Зміна тонкої структури сплавів за тривалої дії термодинамічних експлуатаційних чинників обумовлює вичерпання їх ресурсу пластичності та зниження відносного видовження δ і порога втоми ΔK_{th} , про що свідчать залежності між δ і ΔK_{th} та $\bar{\rho}$ і $\bar{\tau}_{loc}$ – усередненими значеннями, визначеними по тілу зерен та в околі їх меж (рис. 2.9).

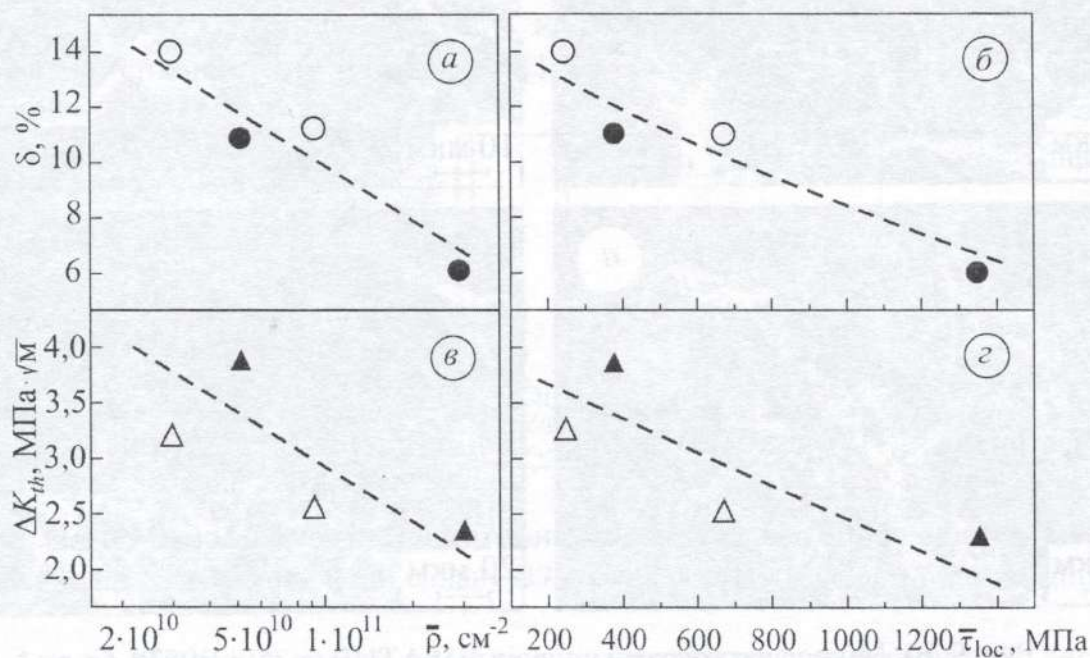


Рис. 2.9. Залежності відносного видовження (а, б) і порога втоми (в, г) від усереднених значень густини дислокацій (а, в) і локальних внутрішніх напружень (б, г) для сплавів Д16АТНВ (О, Δ) та В95Т1 (●, ▲) після тривалої експлуатації.

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 за ямковим механізмом у високоамплітудній. За низьких амплітуд навантаження у зламах зразків зі сплаву Д16АТНВ, вирізаних з зони нервюри № 2, зростає площа ділянок циклічного квазівідколу порівняно зі зоною нервюри № 14, що проявляється у зниженні порога втоми ΔK_{th} (табл. 2.4). У високоамплітудній області відносно зниження циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} можна пов'язати зі зміною високоенергоємного ямкового механізму росту тріщини (рис. 2.10а, в) на низькоенергоємний (рис. 2.10б, г), що викликано впливом інтерметалідних включень: зростає декогезія і мікророзтріскування на межах включення–матриця, а також розтріскування інтерметалідів. Це узгоджується з вищерозглянутими особливостями тонкої структури деградованих сплавів (рис. 2.7ж). Більшу схильність високоміцного сплаву В95Т1 до деградування під час тривалої експлуатації (зміни тонкої структури, характеристик пластичності і ЦТ) порівняно зі сплавом Д16АТНВ підтверджують мікрофрактографічні особливості зламів, де домінують ділянки квазівідколу і розшарувань межами інтерметалід–матриця та інтенсифікується розтріскування інтерметалідів (рис. 2.10г).

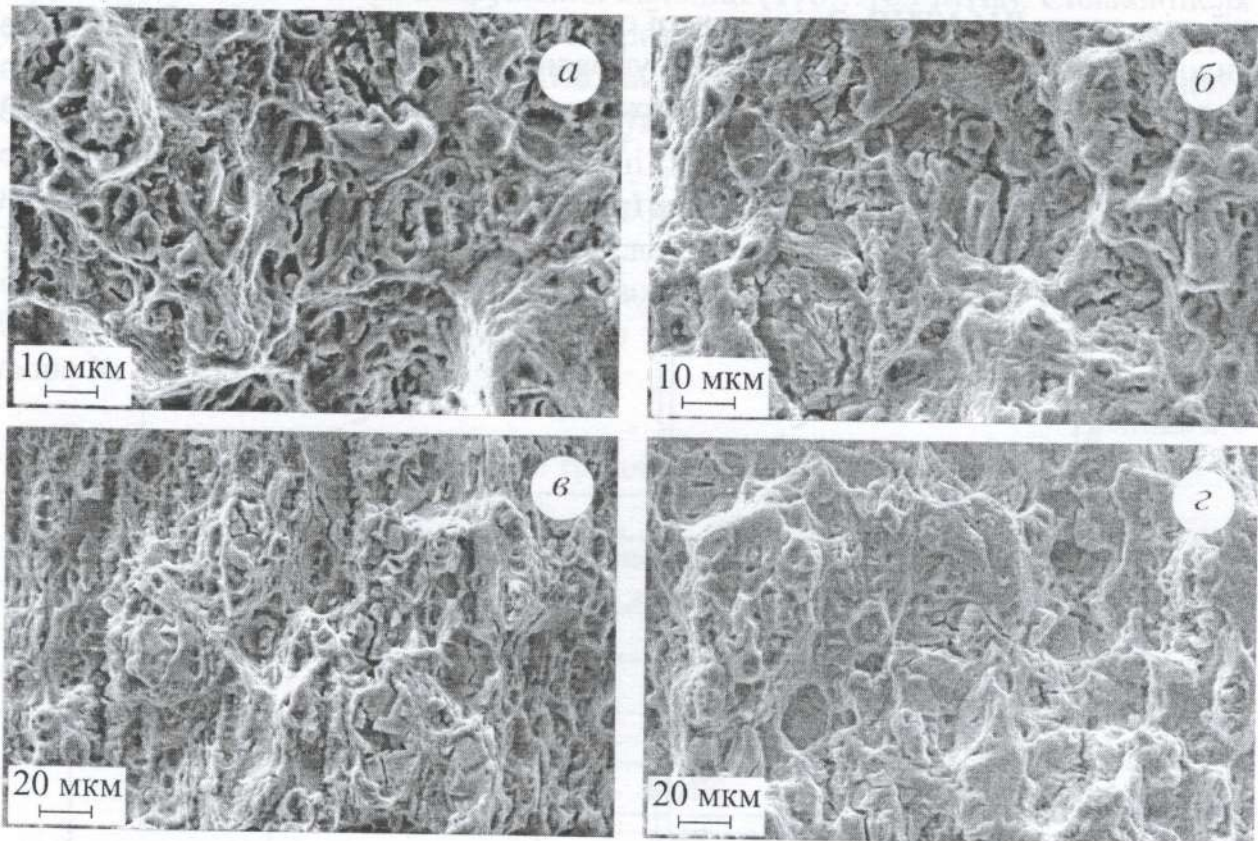


Рис. 2.10. Мікрофрактограми сплавів Д16АТНВ (а, б) і В95Т1 (в, г) після експлуатаційної деградації в зоні нервюр № 14 (а, в) і № 2 (б, г) при $da/dN = 10^{-6} \dots 10^{-5}$ м/цикл.

Рентгеноструктурний аналіз [7] також виявив (табл. 2.5), що інтенсивніша деградація матеріалу обшивки в зоні 2НК порівняно з 14НК пов'язана з підвищенням розтягальних напружень II роду σ_r , особливо для сплаву В95Т1, оцінених за зміною міжплощинної віддалі d у кристалічних ґратках сплавів:

$$\sigma_r = -\frac{E}{\nu} \cdot \frac{d - d_0}{d_0}, \quad (2.2)$$

де E – модуль Юнга; ν – коефіцієнт Пуассона; d_0 – міжплощинна віддаль ґратки матеріалу еталонного (відпаленого) зразка.

Таблиця 2.5

Рентгеноструктурні параметри (FeK α -промені) деградованих алюмінієвих сплавів у різних зонах крила літака

Сплав	Лінія	Міжплощинна віддаль		σ_r , МПа
		d , Å (2НК)	d_0 , Å (14НК)	
Д16АТНВ	(111)	2,34077	2,34158	+82
	(001)	2,02656	2,02724	+80
В95Т1	(111)	2,33839	2,34126	+287
	(001)	2,02509	2,02737	+264

Локальний хімічний аналіз вторинних включень на дні ямок (рис. 2.10) свідчить (рис. 2.11) про високий вміст заліза (до 18 мас.%) і кремнію (до 6 мас.%), тобто включення можуть бути інтерметалідами типу (Cu, Fe, Mn)Al₆, (Cu, Fe, Mn)₃Si₂Al₁₅, Al₇Cu₂Fe, FeAl₆, Mg₂Si [9], розмір яких для досліджених сплавів сягає 5...10 мкм. Отже, зниження ЦТ деградованих алюмінієвих сплавів викликане декогезією цих інтерметалідів з матрицею, і так проявляється негативний вплив домішок заліза і кремнію на службові характеристики алюмінієвих сплавів типу Д16 та В95 [10, 11].

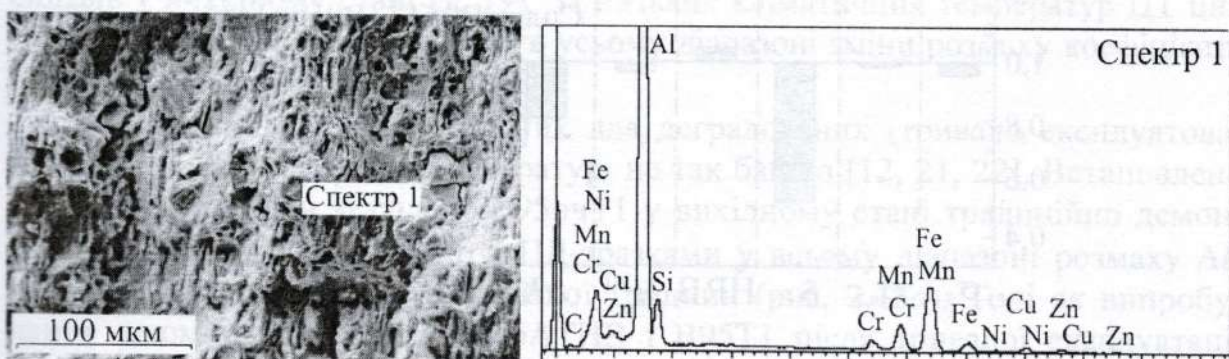


Рис. 2.11. Мікрофрактограма і локальний аналіз вмісту хімічних елементів у включеннях вторинної фази сплаву В95Т1 після експлуатаційної деградації.

Аналіз відносної зміни комплексу механічних характеристик деградованих алюмінієвих сплавів проти їх вихідного стану виявив [1, 3–5], що за незначної зміни границь міцності (σ_B) і плинності ($\sigma_{0,2}$), твердості (HRB) і

мікротвердості (H_μ) найбільше падіння (тобто чутливість до деградації) демонструють (рис. 2.12) характеристики пластичності (відносне видовження δ) та ЦТ (номінальний ΔK_{th} і ефективний $\Delta K_{th\,eff}$ пороги втоми, циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc}) алюмінієвих сплавів типу Д16 (система Al-Cu-Mg) і В95 (система Al-Zn-Mg-Cu) – вітчизняних аналогів зарубіжних сплавів типу 2024 і 7075, які є основними матеріалами конструкції планера літака (фюзеляжу і крил).

За характеристиками ЦТ можна оцінити втомну довговічність N_f елементів авіаконструкцій [1, 12] і встановити понижувальний поправковий коефіцієнт [2, 12]

$$\eta_M = N_f^{дегр.} / N_f^{вих.}, \quad (2.3)$$

де $N_f^{дегр.}$ і $N_f^{вих.}$ – втомна довговічність зразків конструкційного матеріалу у деградованому і вихідному станах відповідно, яка залежить від амплітуди експлуатаційних напружень, для розрахунку залишкового ресурсу з урахуванням деградації конструкційних матеріалів.

Негативний прояв деградації алюмінієвих сплавів відчутніший у корозивному середовищі, особливо на поріг втоми ΔK_{th} (рис. 2.12), що відображається на довговічності елементів авіаконструкцій (див. нижче розд. 8.3).

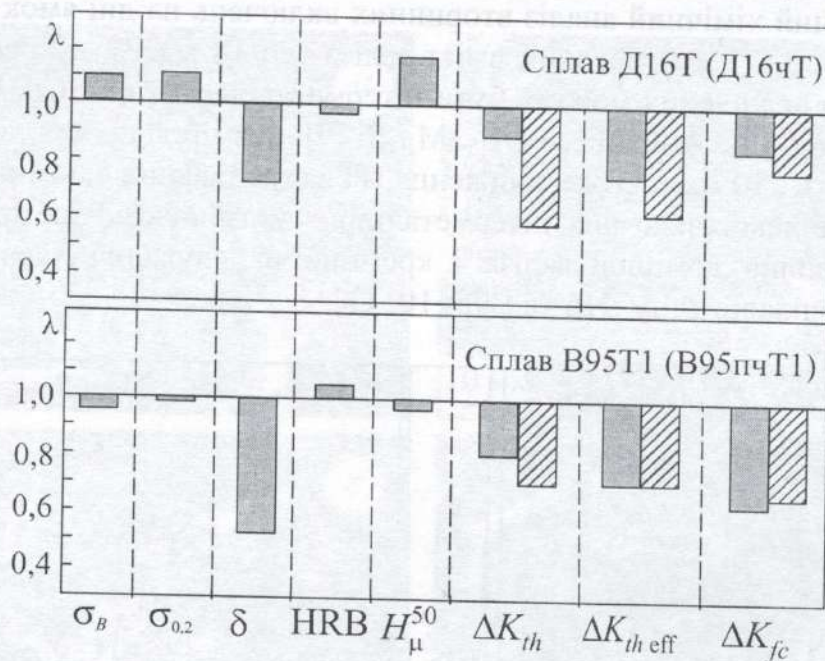


Рис. 2.12. Вплив експлуатаційної (25 років) деградації на механічні характеристики алюмінієвих сплавів: λ – відношення характеристик матеріалу в деградованому і вихідному станах за випроб у повітрі (■) і 3,5% NaCl (▨).

2.3. Механічна поведінка деградованих сплавів за впливу експлуатаційних чинників

Для достовірного оцінювання залишкового ресурсу циклічно навантажуваних елементів авіаконструкцій необхідно знати закономірності зміни характеристик ЦТ конструкційних матеріалів залежно від умов тривалої експлуатації, зокрема, впливу особливостей напружено-деформованого стану, низьких кліматичних температур, корозивного середовища (морський клімат) тощо. Встановлено, що деградація таких алюмінієвих сплавів обумовлена температурно-силовими чинниками і часом експлуатації, тому в обшивці крила літака вона може змінюватися залежно від зони крила, де еквівалентні напруження біля кореня крила в околі нервюри № 2 значно більші, ніж на кінці в околі нервюри № 14. Крім цього, вона може по-різному проявлятися залежно від структурної анізотропії листів обшивки вздовж і поперек напрямку вальцювання (НВ), оскільки крило літака сприймає двовісні навантаження (див. рис. 2.5), тому важливими є характеристики матеріалу обшивки, встановлені на зразках, вирізаних уздовж (ДП) і поперек (ПД) цього напрямку.

Відомо, що у вихідному стані (постачання) швидкість росту втомної тріщини в ДП-зразках вальцьованих листів і пресованих панелей зі сплаву Д16чТ менша, ніж у ПД-зразках; для сплаву В95пчТ1 вплив анізотропії структури практично не проявляється [13]. У листах титанового сплаву ВТ20 ситуація аналогічна, як для сплаву Д16чТ, але тільки за низьких і середніх амплітуд навантаження. За високих спостерігається т. зв. “обернена анізотропія”, коли тріщиностійкість ПД-зразків вища, ніж ДП-зразків [14]. Цей факт підтверджено за випробувань різних титанових і магнієвих сплавів [15–18]. Відомо також, що корозивне середовище (вологе повітря, морська вода) знижує поріг втоми (ΔK_{th}) і мало впливає на циклічну в’язкість руйнування (ΔK_{fc}) алюмінієвих сплавів у вихідному стані [1, 19]. За низьких кліматичних температур ЦТ цих сплавів підвищується практично в усьому діапазоні зміни розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK [20].

Водночас аналогічних даних для деградованих (тривало експлуатованих) алюмінієвих сплавів в літературі не так багато [12, 21, 22]. Встановлено [21], що ДП-зразки зі сплаву В95пчТ1 у вихідному стані традиційно демонструють вищу ЦТ порівняно з ПД-зразками у всьому діапазоні розмаху ΔK діаграми швидкостей росту втомної тріщини (рис. 2.13а). Тоді як випробування алюмінієвих сплавів Д16АТНВ і В95Т1 після тривалої експлуатації виявили іншу закономірність: їх деградація призводить до “оберненої анізотропії” (рис. 2.13б, в). За випробувань у повітрі при 20°C вплив анізотропії для обох сплавів проявляється сильніше в припороговій області діаграм, коли коефіцієнт $\beta_a^{th} = \Delta K_{th}^{ДП} / \Delta K_{th}^{ПД} < 1$ (див. табл. 2.6). У високоамплітудній області анізотропія ЦТ відсутня ($\beta_a^{fc} = \Delta K_{fc}^{ДП} / \Delta K_{fc}^{ПД} = 1$).

За випробувань при низькій температурі і в корозивному середовищі “обернена анізотропія” ЦТ для обох деградованих сплавів проявляється аналогічно, як у повітрі при 20°C, тільки у низькоамплітудній області ($\beta_a^{th} < 1$, див. табл. 2.6). Крім цього, можна зауважити, що її прояв залежить від експлуатаційних напружень: відчутніший у зоні 2НК біля кореня крила проти зони 14НК на кінці крила.

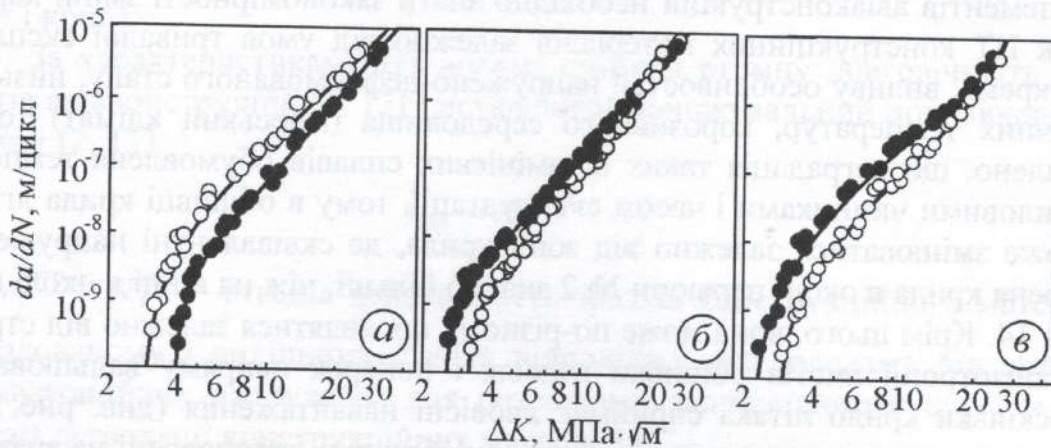


Рис. 2.13. Діаграми швидкостей росту втомних макротріщин, отримані у повітрі при 20°C для сплаву В95пчТ1 у стані постачання (а), а також сплавів Д16АТНВ (б) і В95Т1 (в) після експлуатаційної деградації в зоні 2НК:

● – ДП-зразки; ○ – ПД-зразки.

Отриманий результат, коли швидкість росту втомної макротріщини у ДП-зразках вища, ніж у ПД-зразках у низько- і середньоамплітудному діапазоні розмаху ΔK , є нетривіальним фактом, зумовленим експлуатаційною деградацією матеріалів верхньої і нижньої обшивок залежно від діючих на крило літака напружень (див. рис. 2.5 і 2.6): напруження вздовж крила (ДП напрямом листів обшивки) у декілька разів більші, ніж поперек (ПД напрямом) 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 (рис. 2.14), які витягнуті вздовж напрямку вальцювання обшивки. Ймовірно, це полегшує руйнування ДП-зразків з деградованих алюмінієвих сплавів.

“Обернена анізотропія” проявляється здебільш у припороговій ($da/dN \approx 10^{-9}$ м/цикл) ділянці діаграми ($da/dN - \Delta K$). Домінуючим мікромеханізмом втомної тріщини тут у деградованих сплавах Д16АТНВ і В95Т1 є циклічний квазівідкол (розшарування площинами ковзання) незалежно від орієнтації вирізання зразків (анізотропії структури сплавів після вальцювання). Вищу швидкість росту тріщини у ДП-зразках можна пов’язати з більшим розміром квазівідкольних фасеток (рис. 2.15а, б) порівняно зі зламами ПД-зразків (рис. 2.15в, г), де вони менші і розділені деформаційними гребенями з дрібною ямковою структурою. Формування великих фасеток у ДП-зразках, коли тріщина легше просувається на більшу відстань без видимих зупинок, можна пояснити інтенсивнішим вичерпанням локальної пластичності матеріалу під впливом тривалої дії експлуатаційних чинників.

Таблиця 2.6

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

Середовище і температура	Місце і орієнтація вирізання зразків	Сплав Д16АТНВ				Сплав В95Т1				
		характеристики ЦТ, МПа·√м		коефіцієнт анізотропії		характеристики ЦТ, МПа·√м		коефіцієнт анізотропії		
		$\Delta K_{I/II}$	$\Delta K_{I/c}$	β_a^{th}	β_a^{fc}	$\Delta K_{I/II}$	$\Delta K_{I/c}$	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% розчин 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		

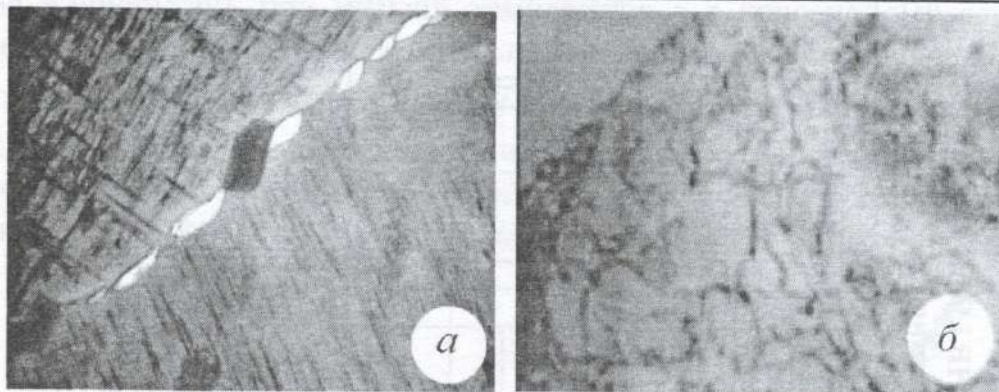


Рис. 2.14. Тонка структура деградованих сплавів Д16чТ (а) і В95Т1 (б);
а – $\times 20\,000$; б – $\times 30\,000$.

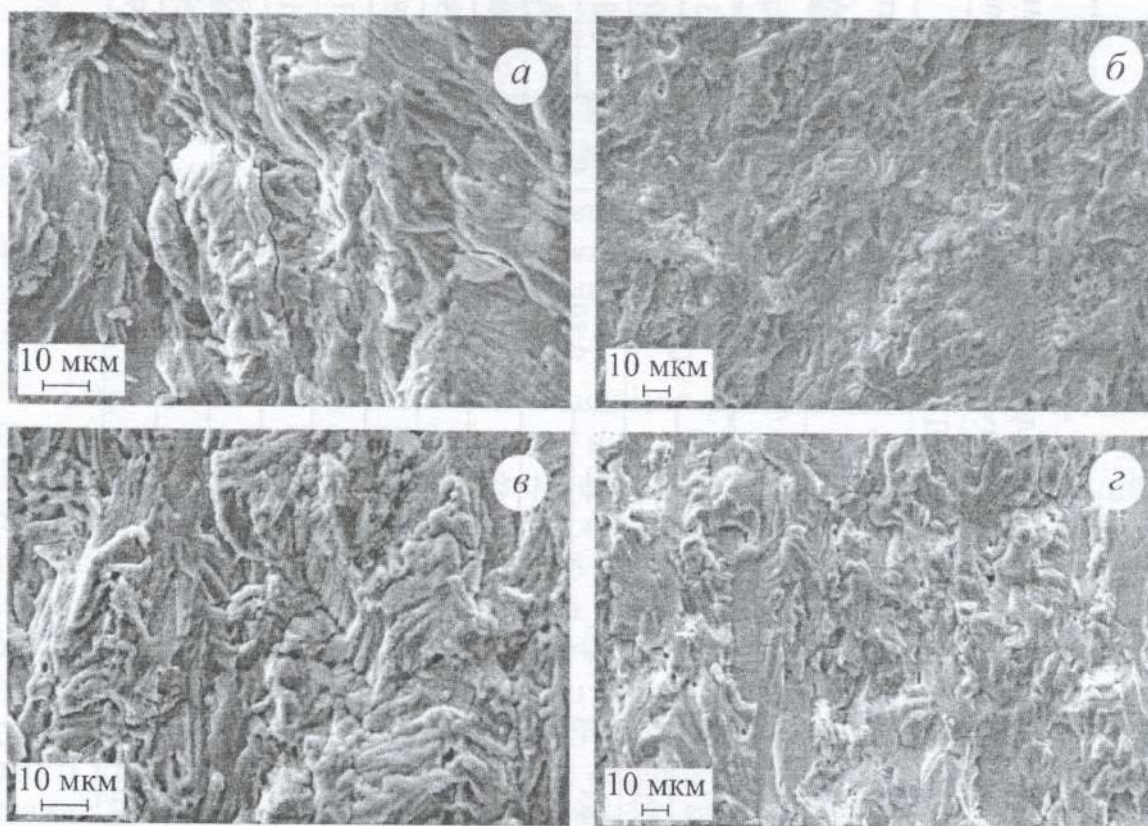


Рис. 2.15. Мікрофрактограми зразків сплавів Д16АТНВ (а, в) і В95Т1 (б, г),
вирізаних у зоні 2НК за швидкості росту тріщини $da/dN \approx 10^{-9}$ м/цикл:
а, б – ДП-зразки; в, г – ПД-зразки.

Під час випроб при -60°C у сплаві Д16АТНВ після тривалої експлуатації незалежно від місця і орієнтації вирізання зразків в усьому діапазоні зміни ΔK (від ΔK_{th} до ΔK_{fc}) швидкість росту втомної макротріщини за низької температури не перевищує встановлену при кімнатній [22], тобто тріщиностійкість зростає ($\beta_f > 1$, див. табл. 2.7) подібно, як в алюмінієвих сплавах типу Д16 у стані постачання [20]. За низьких 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 ($\beta_f^{fc} = 1$).

Таблиця 2.7

Зміна характеристик низькотемпературної циклічної тріщиностійкості сплавів після тривалої експлуатації

Сплав	Місце і орієнтація вирізання зразків		Характеристики ЦТ, МПа $\cdot\sqrt{\text{м}}$		$\beta_f^{th} = \frac{\Delta K_{th}^{-60^\circ\text{C}}}{\Delta K_{th}^{+20^\circ\text{C}}}$	$\beta_f^{fc} = \frac{\Delta K_{fc}^{-60^\circ\text{C}}}{\Delta K_{fc}^{+20^\circ\text{C}}}$
			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 .

Для деградованого сплаву В95Т1 за невеликих розмахів ΔK низька температура впливає позитивно, а за високих – негативно, тобто проявляється низькотемпературне окрихчення ($\beta_f^{fc} < 1$, табл. 2.7) матеріалу верхньої обшивки в обох зонах (2НК і 14НК). При цьому це залежить від анізотропії матеріалу: в ПД-зразках воно інтенсивніше (коефіцієнт β_f^{fc} у табл. 2.7). Саме тут зафіксовано спонтанне крихке руйнування при -60°C , яке відсутнє для сплавів типу В95 у стані постачання [20].

Під час досліджень у корозивному середовищі для сплаву Д16АТНВ після тривалої експлуатації зафіксовано зміщення діаграми швидкостей росту втомної тріщини, аналогічне для алюмінієвих сплавів у вихідному стані, коли в низько- і середньоамплітудній ділянках діаграми швидкість росту втомної макротріщини у 3,5%-му розчині NaCl вища, ніж у повітрі ($\beta_c^{th} < 1$, табл. 2.8), а за високих амплітуд навантаження вплив корозивного середовища не проявляється ($\beta_f^{fc} = 1$). Така закономірність характерна незалежно від місця вирізання (2НК і 14НК) та анізотропії (ДП і ПД) зразків [22].

Порівняно зі сплавом Д16АТНВ, сплав В95Т1 після деградації схильніший до корозійного впливу [22]. 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. При цьому заува-

жимо, що за високих розмахів ΔK негативний вплив корозивного середовища посилюється, особливо в ПД-зразках (табл. 2.8). Отже, виявлено також принципovu зміну закономірності впливу середовища на ЦТ алюмінієвих сплавів: для матеріалу у вихідному стані (постачання) традиційно його негативний вплив з ростом ΔK поступово зникає; в експлуатаційно деградованому сплаві В95Т1 з ростом ΔK посилюється ($\beta_c^{fc} < \beta_c^{th}$, табл. 2.8).

Таблиця 2.8

Зміна характеристик корозійно-циклічної тріщиностійкості сплавів після тривалої експлуатації

Сплав	Місце і орієнтація вирізання зразків		Характеристики ЦТ, МПа · √м		$\beta_c^{th} = \frac{\Delta K_{th}^c}{\Delta K_{th}}$	$\beta_c^{fc} = \frac{\Delta K_{fc}^c}{\Delta K_{fc}}$
			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	0,63	1,00
		ПД	4,0/2,9	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.

Для деградованого сплаву В95Т1 у низькотемпературних зламах зафіксовано фасетки через- і міжзеренного відколу та вторинні мікротріщини (рис. 2.16а, б), що свідчить про його схильність до низькотемпературного окрихчення після експлуатаційної деградації. За високих амплітуд навантаження в корозивному середовищі через появу у зламах великої кількості череззеренних (ДП-зразки) і міжзеренних (ПД-зразки) відкольних фасеток (рис. 2.16в, г) циклічна в'язкість руйнування цього сплаву в корозивному середовищі падає, порівняно з повітрям.

Різні типи зміщення кінетичних діаграм у корозивному середовищі для сплавів Д16АТНВ і В95Т1, імовірно, пов'язані з відмінністю в механізмі їх взаємодії зі середовищем: для першого характерний пасиваційний механізм, а для другого – водневий [12], що підтверджує міжзеренний мікромеханізм росту втомної тріщини (рис. 2.16г). Такому типу зміщення діаграми сплаву В95Т1 додатково сприяє мікроростріскування інтерметалідів (рис. 2.16г), властиве деградованим алюмінієвим сплавам.

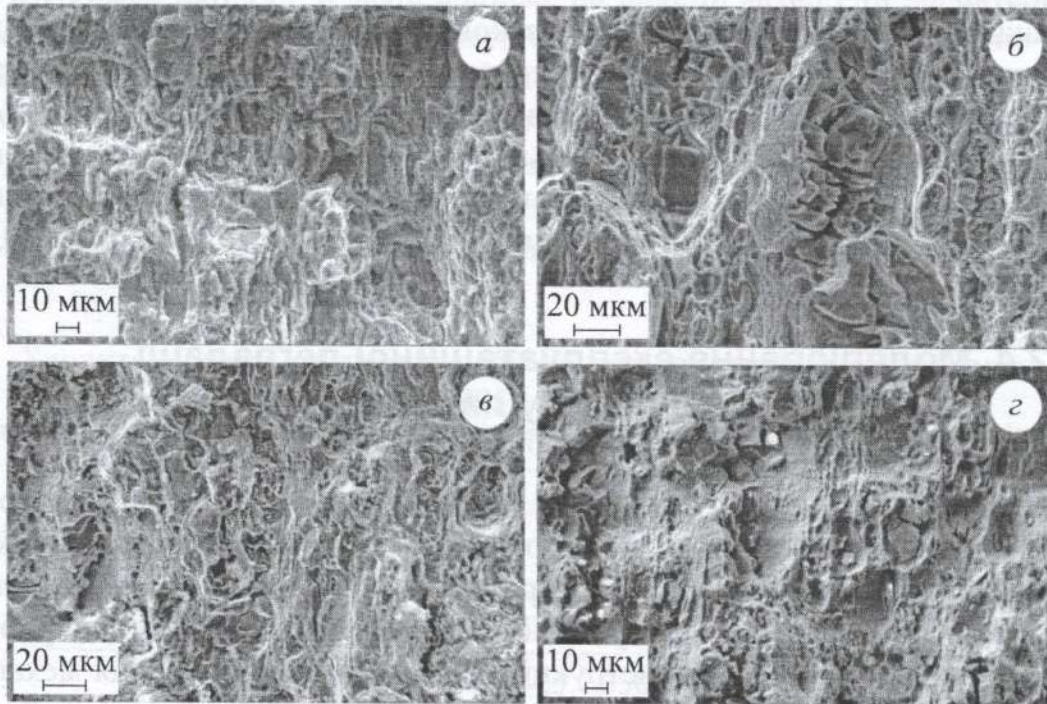


Рис. 2.16. Мікрофрактограми зразків обшивки із зони 2НК при $da/dN > 10^{-6}$ м/цикл після випробувань при -60°C (а, б) і в корозивному середовищі (в, з) для деградованого сплаву В95Т1: а, в – ДП-зразки; б, з – ПД-зразки.

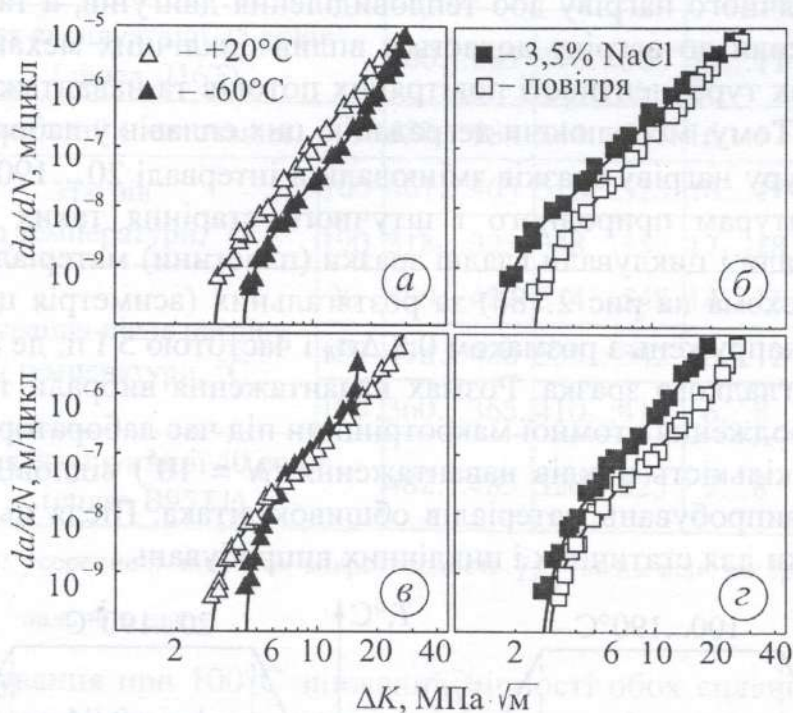


Рис. 2.17. Порівняння закономірностей впливу низької температури (а, в) і корозивного середовища (б, з) на циклічну тріщиностійкість алюмінієвих сплавів типу В95 у стані постачання (а, б) і після тривалої експлуатації (в, з).

Таким чином, виявлено нові закономірності механічної поведінки експлуатаційно деградованих алюмінієвих сплавів, які кардинально відрізняються від встановлених для них у вихідному стані (постачання): явище “оберненої анізотропії” (рис. 2.13б, в); схильність до низькотемпературного окрихнення (рис. 2.17в) і зниження опору поширенню корозійно-втомних тріщин у високоамплітудній ділянці діаграми циклічної тріщиностійкості (рис. 2.17з).

2.4. Моделювання експлуатаційної деградації алюмінієвих сплавів у лабораторних умовах

Отже, конструкційні алюмінієві сплави в елементах авіаконструкцій тривалої експлуатації (20–40 років) деградують і змінюють свої ресурсні характеристики. Це необхідно враховувати, розробляючи нові сплави цього класу, і оцінювати їх схильність до експлуатаційної деградації ще на стадії виробництва і проектування нових авіаконструкцій. Тому для прогнозування механічної поведінки нових конструкційних матеріалів під час тривалої експлуатації потрібні експрес-методи їх деградації в лабораторних умовах за максимально можливого врахування (моделювання) дії експлуатаційних чинників.

Структурні зміни в алюмінієвих сплавах типу Д16 і В95 в експлуатаційних умовах можуть спричинити два чинника: термоактивоване старіння внаслідок сонячного нагріву або тепловиділення двигунів, а також термомодеформаційне, коли до нагріву додається вплив циклічних механічних напружень внаслідок турбулентності повітряних потоків та навантажень на етапах зліт–посадка. Тому, моделюючи деградацію цих сплавів у лабораторних умовах, температуру нагріву зразків змінювали в інтервалі 20...190°C, що відповідає температурам природного і штучного старіння таких сплавів (рис. 2.18а). Нагрівали і циклували гладкі зразки (пластини) матеріалу при заданій температурі (схема на рис. 2.18б) за розтягальних (асиметрія циклу $R = 0,1$) номінальних напружень з розмахом $0,8 \Delta\sigma_R$ і частотою 5 Гц, де $\Delta\sigma_R$ – границя витривалості гладкого зразка. Розмах навантаження вибрали таким, щоб не допустити зародження втомної макротріщини під час лабораторної деградації матеріалів, а кількість циклів навантаження ($N = 10^5$) відповідала рекомендованій базі випробувань матеріалів обшивок літака. Після цього з пластин вирізали зразки для статичних і циклічних випробувань.

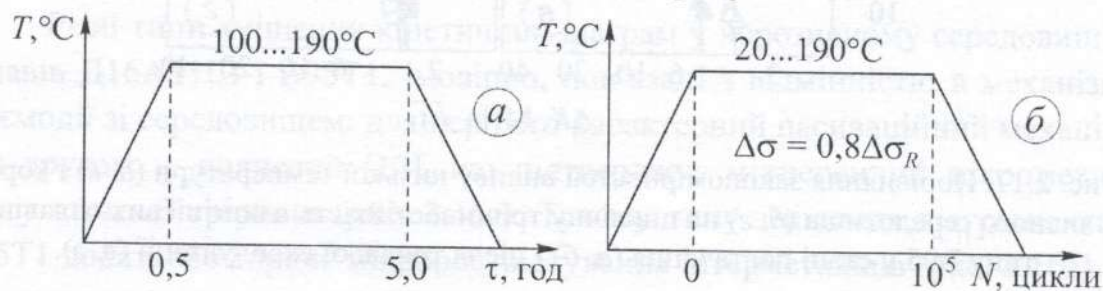


Рис. 2.18. Схеми лабораторної деградації алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 за впливу термічного (а) і термомодеформаційного (б) чинників.

Витримка при 100°C мало впливає на вихідні механічні характеристики сплавів: міцність, пластичність і твердість сплаву Д16чТ практично не змінюються; міцність і твердість сплаву В95пчТ1 знижуються на 4...5% за незмінної пластичності (табл. 2.9). Аналогічна ситуація після циклування при кімнатній температурі. Вплив термічного чинника помітніше проявляється тільки за температури витримки 190°C: для обох сплавів границя плинності знижується на 10...30%, твердість – на 8...14%, а пластичність зростає на 10...15%.

Таблиця 2.9

Характеристики короткочасової міцності, пластичності і твердості сплавів Д16чТ (Д16Т) і В95пчТ1 (В95Т1) після модельної і експлуатаційної деградації

Сплав	Стан матеріалу	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	HRB	H_{μ}^{50} , ГПа	
Д16чТ	Вихідний (постачання)	320...325	445...460	18...21	57...63	1,23	
	Нагрів до температури, °С	100	325...330	445...455	20...22	55...65	–
		190	290...295	425...440	21...24	50...65	1,10
	Циклування після нагріву до температури, °С	20	320...325	440...460	18...21	55...65	–
		100	320...325	435...450	13...17	58...70	–
		190	370...380	440...445	8...9	65...74	1,40
Після експлуатації 25 років (сплав Д16Т)		360...365	490...500	10...11	55...60	1,53	
В95пчТ1	Вихідний (постачання)	480...484	544...548	16...17	71...74	2,57	
	Нагрів до температури, °С	100	461...465	518...523	16...17	68...70	–
		190	318...323	348...352	17...18	60...64	–
	Циклування після нагріву до температури, °С	20	480...484	544...548	14...15	79...81	–
		100	478...480	539...542	10...12	80...83	–
		190	360...365	410...415	6...8	73...77	1,53
Після експлуатації 40 років (сплав В95Т1)		482...485	520...525	7...8	74...77	2,46	

Примітка: усереднені значення мікротвердості H_{μ}^{50} визначали на зразках без плакувального шару.

За циклування при 100°C зниження міцності обох сплавів порівняно з вихідним станом вже не виявлено, проте їх пластичність, навпаки, знижується (на 20...30%). За циклування при 190°C, коли в сплаві Д16чТ відбувається процес достарювання, а в сплаві В95пчТ1 – перестарювання, у першому випадку зафіксовано помітне зростання границі плинності і твердості (на 16%) та подальше падіння пластичності (майже вдвічі проти вихідного стану); у

другому випадку – зниження границі плинності і міцності (на 24%) і також двократне падіння пластичності. Таким чином, вплив термодформаційного чинника у першу чергу проявляється у зниженні пластичності сплавів, що повинно підвищувати їх схильність до крихкого руйнування. При цьому модельна деградація сплавів типу Д16 і В95 за схемою, поданою на рис. 2.18б, забезпечує механічні властивості, близькі до спостережуваних після тривалої експлуатації, особливо за характеристикою пластичності (табл. 2.9).

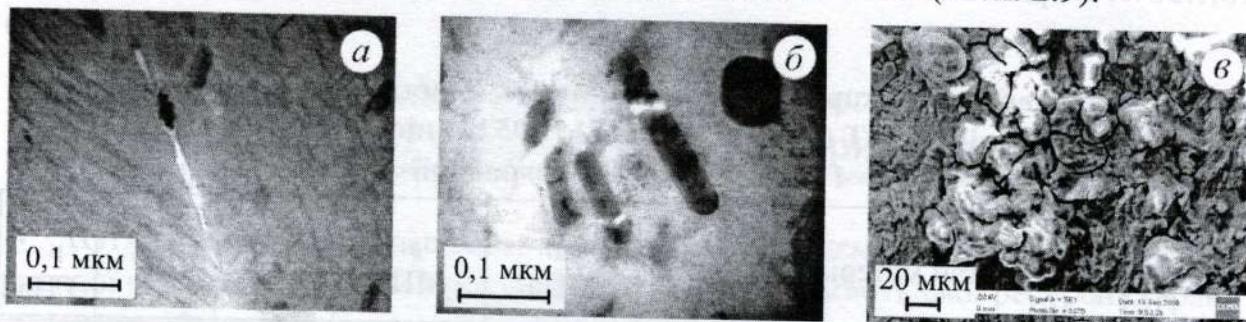


Рис. 2.19. Тонка структура сплавів В95пчТ1 (а) і Д16чТ (б) після модельної деградації та мікрофрактограма модельно деградованого сплаву В95пчТ1 після випробування в 3,5%-му NaCl (в).

Таблиця 2.10

Зміна характеристик циклічної тріщиностійкості сплавів типу Д16 і В95 після деградації

Сплав	Стан матеріалу	$\Delta K_{th\ eff}$	ΔK_{th}	ΔK_{fc}
		МПа $\cdot\sqrt{м}$		
Д16чТ	Вихідний стан	<u>2,0</u>	<u>4,1</u>	<u>45</u>
		1,8	3,7	45
	Модельна деградація	<u>1,2</u>	<u>2,8</u>	<u>32</u>
		1,2	2,3	29
Д16Т	Експлуатаційна деградація (25 років)	<u>1,5</u>	<u>3,6</u>	<u>36</u>
		1,1	2,1	33
В95пчТ1	Вихідний стан	<u>2,0</u>	<u>4,0</u>	<u>35</u>
		1,4	3,0	21
	Модельна деградація	<u>1,6</u>	<u>3,1</u>	<u>23</u>
		1,0	2,4	16
В95Т1	Експлуатаційна деградація (40 років)	<u>1,4</u>	<u>3,2</u>	<u>22</u>
		1,0	2,1	19

Примітка: модельна деградація – термодформаційне старіння при 190°C; у чисельнику – дані, отримані у повітрі; в знаменнику – у корозивному середовищі (3,5% р-н NaCl).

Мікроструктурні дослідження виявили, що особливості тонкої структури модельно деградованих сплавів подібні до описаних вище (див. рис. 2.7) для експлуатаційно деградованих. Тут також зафіксували інтенсифікацію вичерпання ресурсу пластичності шляхом скупчення смуг ковзання і виділень

вторинної фази біля меж зерен (рис. 2.19а), а також мікророзтріскування цих виділень (рис. 2.19б).

Така зміна структурно-механічного стану модельно деградованих сплавів спричиняє зниження їх характеристик ЦТ до значень, зафіксованих після довготривалої експлуатації (табл. 2.10). Відзначимо, що за зміною порога втоми ΔK_{th} і циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} модельно деградовані сплави, подібно до сплавів після довготривалої експлуатації, мають підвищену чутливість до негативного впливу корозивного середовища, що в обох випадках пов'язано з міжзеренним характером їх втомного руйнування (рис. 2.16г і 2.19в). При цьому їх ефективні пороги втоми $\Delta K_{th\text{ eff}}$ дуже низькі ($\sim 1 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$). У корозивному середовищі зростає прояв ефекту закриття у вершині тріщини (рис. 2.20), що очевидно зумовлено дією механізму ЗТО, оскільки вплив механізму ЗТП повинен слабшати внаслідок падіння пластичності деградованого сплаву [23, 24].

Рис. 2.20. Номінальна ($da/dN-\Delta K$) і ефективна ($da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$) діаграми швидкостей росту втомної макротріщини для сплаву В95пчТ1 після модельної деградації у повітрі (Δ , \blacktriangle) і 3,5 %-му р-ні NaCl (\circ , \bullet).

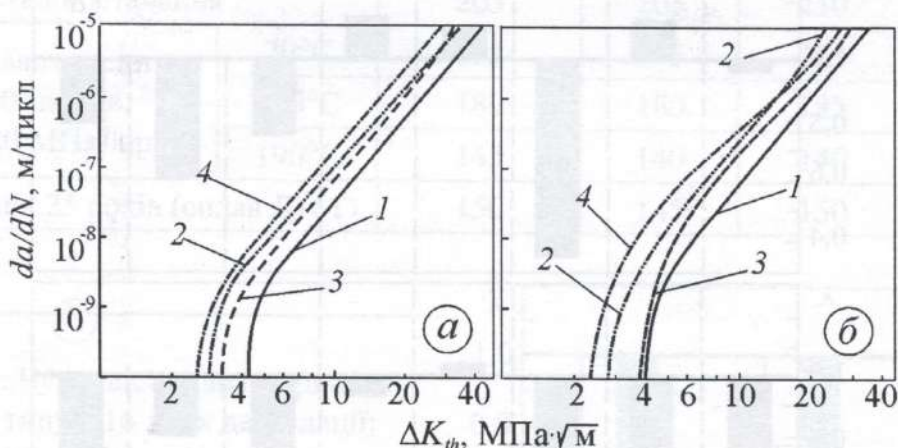
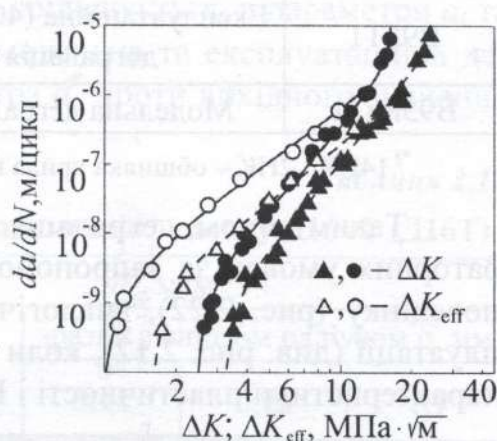


Рис. 2.21. Порівняння діаграм швидкостей росту втомної макротріщини сплавів типу Д16 (а) і В95 (б):

1 – вихідний стан; 2 – модельна деградація за схемою, поданою на рис. 2.18б (сплави Д16чТ і В95пчТ1); 3 і 4 – після експлуатаційної (40 років) деградації відповідно в зоні нервюр № 14 і № 2 (сплави Д16АТНВ і В95Т1).

Порівняння діаграм швидкостей росту втомної тріщини свідчить (рис. 2.21), що внаслідок модельної деградації за схемою, поданою на рис. 2.18б,

ЦТ сплавів типу Д16 і В95 знижується так само, як і після тривалої експлуатації в зоні дії найбільших напружень в обшивці крила літака (в околі нервюри № 2): значення ΔK_{th} і ΔK_{fc} тут досить близькі (табл. 2.11).

Таблиця 2.11

Порівняння характеристик циклічної тріщиностійкості сплавів типу Д16 і В95 після модельної і експлуатаційної деградації

Сплав	Стан матеріалу	Місце вирізання зразка *)	Характеристики ЦТ	
			ΔK_{th}	ΔK_{fc}
			МПа $\cdot\sqrt{м}$	
Д16АТНВ	Експлуатаційна (40 років) деградація	14НК	3,2	35
		2НК	2,5	30
Д16чТ	Модельна деградація	–	2,8	32
В95Т1	Експлуатаційна (40 років) деградація	14НК	3,8	30
		2НК	2,3	24
В95пчТ1	Модельна деградація	–	2,8	23

*) 14НК і 2НК – обшивка крила в зоні нервюри № 14 і № 2.

Таким чином, деградація алюмінієвих сплавів Д16чТ і В95пчТ1 у лабораторних умовах за запропонованим режимом [25] зумовлює їх механічну поведінку (рис. 2.22), аналогічну до встановленої після довготривалої експлуатації (див. рис. 2.12), коли найчутливішими до деградаційних процесів є характеристики пластичності і ЦТ.

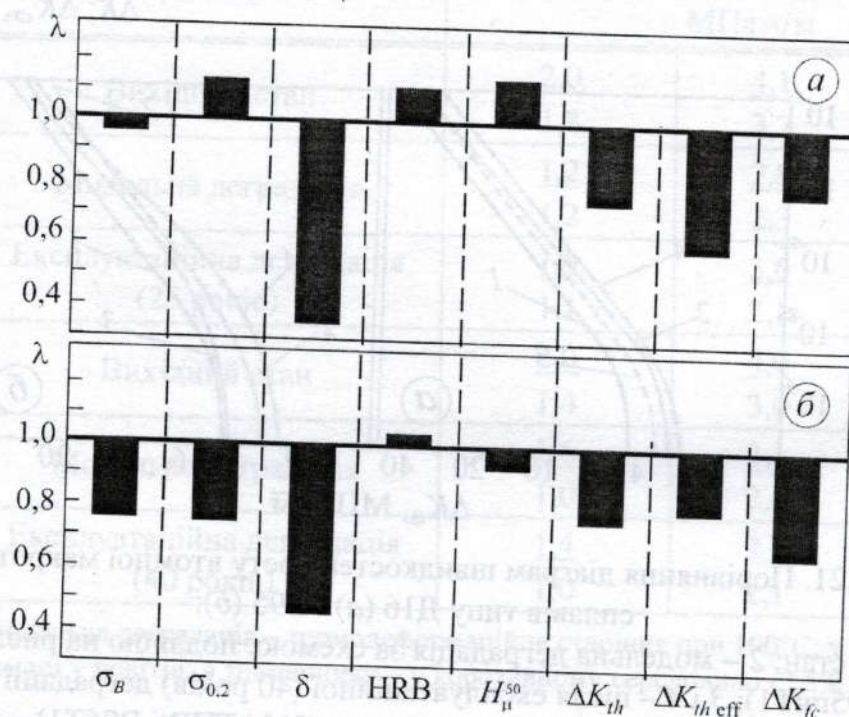


Рис. 2.22. Вплив модельної деградації на механічні характеристики алюмінієвих сплавів Д16чТ (а) і В95пчТ1 (б); λ – відношення характеристик матеріалу в деградованому і вихідному станах.

Згідно з уніфікованою моделлю втомного руйнування [26] розмір d^* зони передруйнування – це базовий структурно-механічний параметр матеріалів, який обумовлює руйнування на ранніх стадіях втоми (коефіцієнт концентрації циклічних напружень K_f); умови формування макротріщини (початкову довжину a_i , коли починається її пришвидшений ріст); граничні умови для поширення макротріщини (ефективний поріг втоми $\Delta K_{th\,eff}$):

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{d^*} / \rho_{eff}}, \quad (2.4)$$

$$a_i = d^*, \quad (2.5)$$

$$\Delta K_{th\,eff} = 0.886(\Delta\sigma_y^*)_{th} \sqrt{d^*}. \quad (2.6)$$

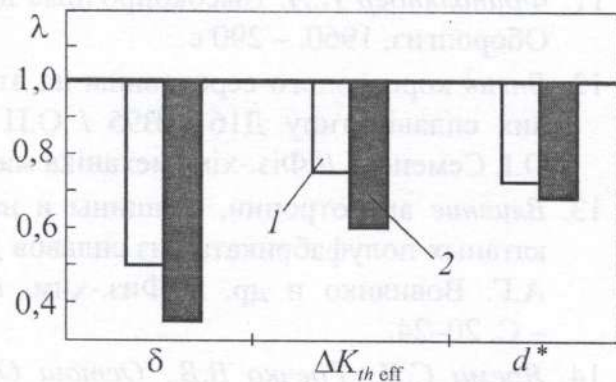
Зі зменшенням параметра d^* зростає небезпека руйнування, оскільки згідно з залежностями (2.4)–(2.6) величина K_f збільшується, а параметри a_i та $\Delta K_{th\,eff}$ знижуються. Встановлено [1, 4], що модельна та експлуатаційна деградація зумовлює помітне зниження параметра d^* проти вихідного значення для матеріалу в стані постачання (табл. 2.12).

Таблиця 2.12

Вплив деградації на структурно-механічний параметр d^* сплаву Д16чТ (Д16Т)

Матеріал		d^* , мкм			
		зразки з втомною тріщиною	зразки з вирізом радіусом ρ , мм		
			0,14	0,75	1,9
Стан постачання		205	205	210	215
Після навантаження ($N = 10^5$ циклів, $\Delta\sigma_{ном} = 80$ МПа) при	20°C	195	205	215	195
	100°C	180	180	185	190
	190°C	145	140	140	140
Експлуатація 25 років (сплав Д16Т)		150	145	150	155

Рис. 2.23. Чутливість характеристик сплавів типу Д16 до їх деградації: 1 – експлуатаційна; 2 – модельна; λ – відношення характеристик деградованого і вихідного матеріалу.



За параметром d^* модельна деградація сплаву Д16чТ багаточисловим навантаженням при 190°C практично відповідає експлуатаційній (після 25 років). Внаслідок цього його долучають до переліку характеристик матеріалу, найчутливіших до деградації під час тривалої експлуатації (рис. 2.23).

Література до розділу 2

1. *Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 9: Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О.П. Осташ, В.М. Федірка, В.М. Учанін та ін. / Під ред. О.П. Осташа, В.М. Федірка. – Львів: Сполом, 2007. – 1068 с.*
2. *Nesterenko G I. Fatigue and damage tolerance of ageing aircraft structures // J. Soc. Non-Destructive Testing Monitoring Diagnostics. – 2000. – № 3. – P. 20–28.*
3. *Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 15: Осташ О.П. Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій. – Львів: Сполом, 2015. – 312с.*
4. *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.*
5. *Головатюк Ю.В. Встановлення фізико-механічних характеристик для оцінювання деградації алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 після тривалої експлуатації. – Автореф. дис.... канд. техн. наук. – Львів, ФМІ НАН України, 2009. – 20 с.*
6. *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 // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. 44, № 6. – С. 5–11.*
7. *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. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2013. – 49, № 1. – С. 18–27.*
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.: Металлургия, 1981. – 280 с.*
10. *Добаткин В.И. Слитки алюминиевых сплавов. – М.: Металлургиздат, 1960. – 176 с.*
11. *Фриндландер И.Н. Высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы. – М.: Оборонгиз, 1960. – 290 с.*
12. *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 // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – 44, № 5. – С. 75–84.*
13. *Влияние анизотропии, толщины и наработки на рост трещин в прессованных и катаных полуфабрикатах из сплавов Д16чТ и В95пчТ1 / С.Я. Ярема, О.П. Осташ, А.Г. Вовнянко и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – 19, № 1. – С. 20–24.*
14. *Ярема С.Я., Гречко В.В., Осташ О.П. Циклическая трещиностойкость листов титанового сплава ВТ20 и ее анизотропия // Физ.-хим. механика материалов. – 1980. – 16, № 2. – С. 47–52.*
15. *Анизотропия механических свойств титановых сплавов / А.И. Хорев, Т.К. Зилова, А.И. Новосильцева и др. // Вестник машиностроения. – 1970. – № 5. – С. 51–54.*

Література до розділу 2

1. *Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос.* / Під заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 9: Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О.П. Остащ, В.М. Федірко, В.М. Учанін та ін. / Під ред. О.П. Остаща, В.М. Федірка. – Львів: Сполом, 2007. – 1068 с.
2. *Nesterenko G I. Fatigue and damage tolerance of ageing aircraft structures // J. Soc. Non-Destructive Testing Monitoring Diagnostics.* – 2000. – № 3. – Р. 20–28.
3. *Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос.* / Під заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 15: Остащ О.П. Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій. – Львів: Сполом, 2015. – 312с.
4. *Остащ 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.
5. *Головатюк Ю.В. Встановлення фізико-механічних характеристик для оцінювання деградації алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 після тривалої експлуатації.* – Автореф. дис.... канд. техн. наук. – Львів, ФМІ НАН України, 2009. – 20 с.
6. *Структурно-фазовий стан і фізико-механічні властивості деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 / О.П. Остащ, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк, Л.Б. Ковальчук // Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2008. **44**, № 6. – С. 5–11.
7. *Вплив тривалої експлуатації на структуру і фізико-механічні властивості алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 / О. П. Остащ, І. М. Андрейко, Л. І. Маркашова та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2013. – **49**, № 1. – С. 18–27.
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.: Металлургия, 1981. – 280 с.
10. *Добаткин В.И. Слитки алюминиевых сплавов.* – М.: Металлургиздат, 1960. – 176 с.
11. *Фриндландер И.Н. Высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы.* – М.: Оборонгиз, 1960. – 290 с.
12. *Вплив корозивного середовища на втомну довговічність деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 / О.П. Остащ, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк, О.І. Семенець // Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2008. – **44**, № 5. – С. 75–84.
13. *Влияние анизотропии, толщины и наработки на рост трещин в прессованных и катаных полуфабрикатах из сплавов Д16чТ и В95пчТ1 / С.Я. Ярема, О.П. Остащ, А.Г. Вовнянко и др. // Физ.-хим. механика материалов.* – 1983. – **19**, № 1. – С. 20–24.
14. *Ярема С.Я., Гречко В.В., Остащ О.П. Циклическая трещиностойкость листов титанового сплава ВТ20 и ее анизотропия // Физ.-хим. механика материалов.* – 1980. – **16**, № 2. – С. 47–52.
15. *Анизотропия механических свойств титановых сплавов / А.И. Хорев, Т.К. Зилова, А.И. Новосильцева и др. // Вестник машиностроения.* – 1970. – № 5. – С. 51–54.

16. 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.
17. 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. – 12, № 3. – С. 90–93.
18. 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.
19. Полутранко И.Б., Ярема С.Я., Дурагин 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.
20. Низкотемпературная циклическая трещиностойкость высокопрочных алюминиевых сплавов на стадиях зарождения и роста трещины / О.П. Остащ, Е.М. Костык, В.Г. Кудряшов и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1990. – 26, № 3. – С. 40–49.
21. Анізотропія циклічної тріщиностійкості Алюмінієвих сплавів після тривалої експлуатації / І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк, О.П. Остащ та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2016. – 52, № 1. – С. 77–82.
22. Низькотемпературна і корозійна циклічна тріщиностійкість алюмінієвих сплавів Д16АТНВ і В95Т1 після тривалої експлуатації // О.П. Остащ, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – 50, № 3. – С. 38–44.
23. Elber W. Fatigue crack closure under cyclic tension // Engng. Fract. Mech. – 1970. – 2. – P. 37–45.
24. Влияние закрытия трещины и асимметрии цикла нагружения на кинетические диаграммы усталостного разрушения при нормальной и низкой температурах / О.П. Остащ, В.Т. Жмур-Клименко, Е.М. Костык, А.Б. Куновский // Физ.-хим. механика материалов. – 1987. – 23, № 3. – С. 58–63.
25. Патент України № 69091. Спосіб моделювання деградації конструкційних матеріалів в об'єктах довготривалої експлуатації / О.П. Остащ, В.М. Учанін, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк. – Опубл. 25.04.2012; Бюл. № 8.
26. Остащ О.П. Нові підходи в механіці втомного руйнування // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – 42, № 1. – С. 13–25.

Технічна діагностика матеріалів і конструкцій [Текст] : довід. посіб. : у 8 т. / за заг. ред. акад. НАН України З.Т. Назарчука ; НАН України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Львів : Простір-М, 2016. - ISBN 978-617-7501-02-1.

Т. 1 : Експлуатаційна деградація конструкційних матеріалів / Є. І. Крижанівський [та ін.] ; за ред. акад. НАН України Є. І. Крижанівського. - 2016. - 356 с.

РОЗДІЛ 2

АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ АВІАЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ