

УДК 539.43;669.715

**І. Андрейко, канд. техн. наук; Ю. Головатюк, канд. техн. наук**

*Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України*

## **МОНІТОРИНГ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ДЕГРАДАЦІЇ АВІАКОНСТРУКЦІЙ**

***Резюме.** Узагальнено результати дослідження деградації авіаційних матеріалів (B95T1 і Д16АТНВ) руйнівним (механічні характеристики) і неруйнівним (вихрострумовим) методами. Проаналізовано основи моніторингу деградації конструкційних матеріалів авіаконструкцій. Встановлено, що структурна залежність електропровідності термооброблених (вплив температури) алюмінієвих сплавів та сплавів після тривалої експлуатації (вплив температури і механічних навантажень) є оберненою. Отримані дані можна розглядати як базу для створення системи моніторингу оцінювання технічного стану авіаційних конструкцій під час тривалої експлуатації.*

***Ключові слова:** алюмінієві сплави, деградація, моніторинг, питомо електропровідність.*

**I. Andreiko, Yu. Holovatyuk**

## **MONITORING OF AIRCRAFT CONSTRUCTION DEGRADATION AFTER LONG-TERM OPERATION**

***Summary.** The generalized results of research of the degradations of aircraft materials, (aluminium alloys B95T1 and Д16АТНВ, which are analogs of 7075 and 2024 alloys in USA and EC) obtained by destructive (mechanical characteristics) and non-destructive (eddy current) methods are presented in the paper. The bases of monitoring of degradation of structural materials of aircraft constructions are analysed. It is established that structural dependence of conductivity of the heat-treated (influence of temperature) aluminium alloys and alloys after the long-term operation (influence of temperature and mechanical loading) is reverse. The fact of properties degradation of the Д16 and B95 aluminum alloys of the Ан-12 airplane wing skin after long-term operation for 40 years is estimated, which is testified first of all by the reduction of their plasticity (relative elongation  $\delta$ ) and characteristics of fatigue crack growth resistance (threshold fatigue  $\Delta K_{th}$  and cyclic fracture toughness  $\Delta K_{fc}$ ). It is shown that reduction of the mechanical properties of these alloys is associated with changes in their fine structure and fracture micromechanism, depending on the level of different wing zones loading. The obtained data can be considered as a basis for creation of monitoring system allowing to evaluate the aircraft structures technical condition during long-term operation.*

***Key words:** aluminium alloys, degradation, monitoring, conductivity.*

**Вступ.** В авіації витрати на інспектування і поточні ремонти літаків складають 27% від вартості їх життєвого циклу [1]. Економічно вигідний технічний ресурс літаків типу «АНТОНОВ» становить 60 тис. годин з ремонтом і заміною окремих частин планера. Надійний ресурс тривало експлуатованих конструкцій встановлюють за принципом допустимого пошкодження. Для літаків типу «АНТОНОВ» призначений термін служби, тобто календарна тривалість експлуатації літака, з досягненням якої її слід припиняти незалежно від його стану без заміни частин планера (фюзеляжа і крил) становить 40 тис. годин, у тому числі до появи тріщин – 30 тис. годин. Тобто приблизно половину технічного ресурсу літак повинен гарантовано експлуатуватися без пошкод, а решту – з допустимими пошкодами елементів конструкцій та їх заміною під час ремонту, що становить 10 і 20 тис. годин відповідно. Найпроблемнішим є прогнозування експлуатації авіаконструкції з допустимими пошкодами елементів конструкцій, адже на теперішній час ріст тріщин прогнозують у матеріалі з кондиціями як у стані постачання, що не відповідає дійсності. Відомо, що авіаційні матеріали у процесі тривалої експлуатації деградують, знижується їх пластичність і циклічна тріщиностійкість і, що вищий рівень термо-механічних навантажень, залежно від місць встановлення матеріалу у конструкції літака, то цей процес значніший [2].

Найімовірніше пошкодження виявляють у конструкції крила і фюзеляжа, які найбільше сприймають експлуатаційні навантаження.

Таким чином, безпечне відпрацювання призначених ресурсів літаків та їх продовження після довготривалої експлуатації – це актуальна науково-технічна і економічно важлива проблема. З одного боку, особливого значення набувають розрахунки безпечної пошкоджуваності конструкції літака з урахуванням деградації матеріалу, які, у першу чергу, ґрунтуються на методах механіки руйнування, з другого боку, зростає роль неруйнівного контролю. Проте на даний час ще недостатньо розроблені загальноприйняті ефективні й достовірні методики такого контролю, які базуються на фізичних характеристиках матеріалу, чутливих до його структурно-механічної пошкоджуваності [3].

**Деградація конструкційних матеріалів авіаконструкцій та її оцінювання засобами механіки руйнування.** Визначаючи технічний стан і залишковий ресурс авіаконструкцій під час тривалої експлуатації, слід розмежувати поняття деградації елементів конструкцій і конструкційних матеріалів, незважаючи на те, що вони призводять до одного – втрати несучої здатності авіаконструкції під час тривалої експлуатації [4]. Перше через локалізацію пошкоджуваності у макродефектах (корозійні піти, макротріщини), спричинену корозійними чи корозійно-механічними чинниками, друге – розсіяну мікροструктурну пошкоджуваність представлену мікродефектами (вакансії, пори, дислокації, мікротріщини) та зміну вихідного структурно-фазового стану матеріалу, спричинену одночасною дією термічних і механічних чинників. Існує відповідно різний підхід до їх оцінювання.

Деградацію елементів конструкцій оцінюють засобами дефектоскопії, визначаючи місцезнаходження, кількість і розміри дефектів. Надалі, враховуючи напружено-деформований стан елемента конструкції з дефектами (тріщинами), встановлюють її ресурс, проте за вихідними (як на стадії проектування) механічними характеристиками конструкційних матеріалів [5 – 7]. Таким чином, деградацію конструкційних матеріалів практично не враховують під час встановлення залишкового ресурсу елементів авіаконструкцій.

Оцінюють її на теперішній час переважно руйнівними методами на основі випробувань т.зв. зразків-свідків чи зразків, вирізаних з тривало експлуатованих елементів авіаконструкцій на етапі їх капітального ремонту чи зняття з експлуатації, встановлюють істинні ресурсні характеристики матеріалів. Зокрема, за характеристиками циклічної тріщиностійкості можна оцінити втомну довговічність  $N_f$  елементів авіаконструкцій [8, 9] і встановити понижувальний поправочний коефіцієнт [2]

$$\eta_M = N_f^{дегр} / N_f^{вих} \quad (1)$$

для розрахунку залишкового ресурсу з урахуванням деградації конструкційних матеріалів. Показано [2], що найбільш чутливими до деградації є характеристики пластичності (відносне видовження  $\delta$ ) і циклічної тріщиностійкості (номінальний  $\Delta K_{th}$  і ефективний  $\Delta K_{th\,eff}$  пороги втоми і циклічна в'язкість руйнування  $\Delta K_{fc}$ ) 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 (фюзеляжа і крил).

Оскільки такий вищевказаний руйнівний підхід неможливо застосовувати під час експлуатації авіаконструкцій, тому моніторинг їх експлуатаційної деградації можна проводити лише неруйнівними методами за зміною їх структурно-чутливих фізичних характеристик. Для цього використовують засоби і методи структуроскопії, побудовані на вимірюваннях питомої електропровідності матеріалів, оскільки основні конструкційні матеріали для обшивки фюзеляжа і крил літаків – це алюмінієві сплави,

які є неферомагнетиками. Для цього встановлюють кореляційні залежності між мікроструктурними і механічними параметрами матеріалів та питомою електропровідністю, що властиві їм у даний час експлуатації.

**Структурна залежність електропровідності термооброблених (вплив температури) алюмінієвих сплавів.** Складна і часто неоднозначна залежність електропровідності алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 зафіксована [10 – 12] залежно від їх хімічного складу і структурно-фазового стану після термічної обробки. У вихідному стані (постачання) структурно-фазовий склад цих сплавів являє собою зерна твердого розчину на основі алюмінію та включення вторинної фази. Електропровідність  $\chi$  таких сплавів визначається здатністю розсіювати потік вільних електронів елементами мікроструктури. Розглянемо це за різних умов термооброблення цих сплавів.

*Гартування.* Після гартування, коли утворюється пересичений твердий розчин, за більшого впливу Cr, Mn, Fe, Ti, Si і меншого впливу Zn, Mg, Cu, спостерігають зменшення значення  $\chi$  порівняно з вихідним станом. Оскільки розчинені елементи, їх сегрегації (виділення), дислокації є основними факторами, які створюють локальні пружно-пластичні поля і відповідно зумовлюють розсіювання електронів. Це призводить до зростання електроопору сплавів (падіння  $\chi$ ).

*Природне старіння.* Після витримки на повітрі (вилежування) електропровідність загартованих сплавів зменшується на 10...15% за зростання міцності і твердості у 1,5...2 рази [13]. Це зумовлено зростанням кількості і розмірів зон G.-P., які ефективно розсіюють електрони. Хоча при цьому дифузія атомів Zn, Mg і Cu з твердого розчину для формування цих зон очищає матрицю, що зумовлює ріст  $\chi$ , але тут переважає вплив зон G.-P.

*Штучне старіння.* Після витримки загартованих сплавів за підвищених (100...200°C) температур їх електропровідність підвищується зі зростанням температури і часу витримки за рахунок інтенсивного виходу легувальних елементів з твердого розчину. При цьому, як правило, зростає міцність і твердість сплавів після деформаційного зміцнення матриці когерентними і напівкогерентними зонами G.-P. [14 – 16].

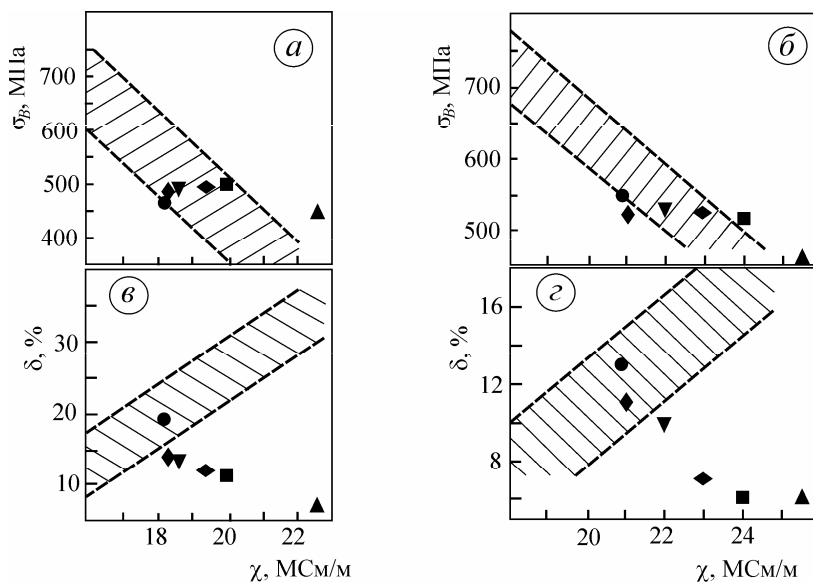
*Перестарювання.* За підвищення температури (> 200°C) і часу витримки (більше 8 – 10 год.) зони G.-P. ростуть, відбувається зрив когерентності з матрицею, виділення вторинної фази укрупнюються, внутрішні напруження падають. Унаслідок цього помітно зростає електропровідність  $\chi$ , оскільки зменшується розсіювання електронів у кристалічній ґратці матриці, й знижується твердість і міцність сплавів [11, 13, 14 – 16, 17]. При цьому необхідно відзначити, що при перестарюванні зниження міцності і ріст електропровідності може супроводжуватися не підвищенням, а зниженням пластичності, що пов'язано з виділенням вторинної фази вздовж меж зерен [13, 14].

*RRA-обробка.* Ця обробка (retrogression and re-aging) полягає у витримці сплавів після штучного старіння в соляній ванні до 45 хв. при 200°C і повторному штучному старінні, що зумовлює зміну морфології і властивостей вторинних фаз та забезпечує підвищення ударної в'язкості й опору корозійно-механічному руйнуванню під напруженням (SCC). Порівняно з традиційно зістареними сплавами типу В95 (7075 і 7079) після RRA-обробки міцність падає, а електропровідність зростає [18, 19].

*Повторний нагрів (перегрів).* Нагрів термічно зміцнених алюмінієвих сплавів вище певних температур під час експлуатації чи механічної обробки призводить до розпаду твердого розчину, коагуляції і розчинення вторинних фаз, росту величини зерна тощо, що зумовлює суттєве зниження міцності і помітне зростання електропровідності цих сплавів [17, 20].

Таким чином, аналіз літературних даних показує, що для термооброблених алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 у вихідному стані (поставки) для більшості випадків існує кореляційний зв'язок (рис. 2, заштриховані області): зниження міцності та підвищення пластичності супроводжується ростом електропровідності цих сплавів.

**Структуроскопія старіючих (вплив температури і механічних напружень на структуру сплаву) літаків.** Після деградації сплавів типу Д16 і В95 у лабораторних умовах, яка моделює вплив термосилових експлуатаційних факторів [2, 19, 23], а також після їх довготривалої експлуатації (експлуатаційна деградація) [20] отримано дані про фізико-механічні властивості цих сплавів, які якісно протилежні до відомих літературних даних для термооброблених сплавів цього типу (рис. 2, символи). Після деградації характеристики міцності сплавів змінюються мало, проте суттєво падає відносне видовження. Це супроводжується зростанням питомої електропровідності  $\chi$ , а не її зниженням, як це впливає на підставі даних для термооброблених сплавів (рис. 1, заштриховані області). Під час тривалої експлуатації структура сплавів сформована під впливом не тільки температурного фактора, але й механічних напружень. Це зумовлює [22, 23] збільшення кількості дисперсних інтерметалідів (рис. 2а), мікророзтріскування дрібних включень вторинної фази (рис. 2б), зміну густини дислокацій і локального деформованого стану матриці (рис. 2в, з і 2г, д), декогезію вздовж міжфазних меж інтерметаліди – матриця і розтріскування крупних включень вторинної фази (рис. 2е-ж).

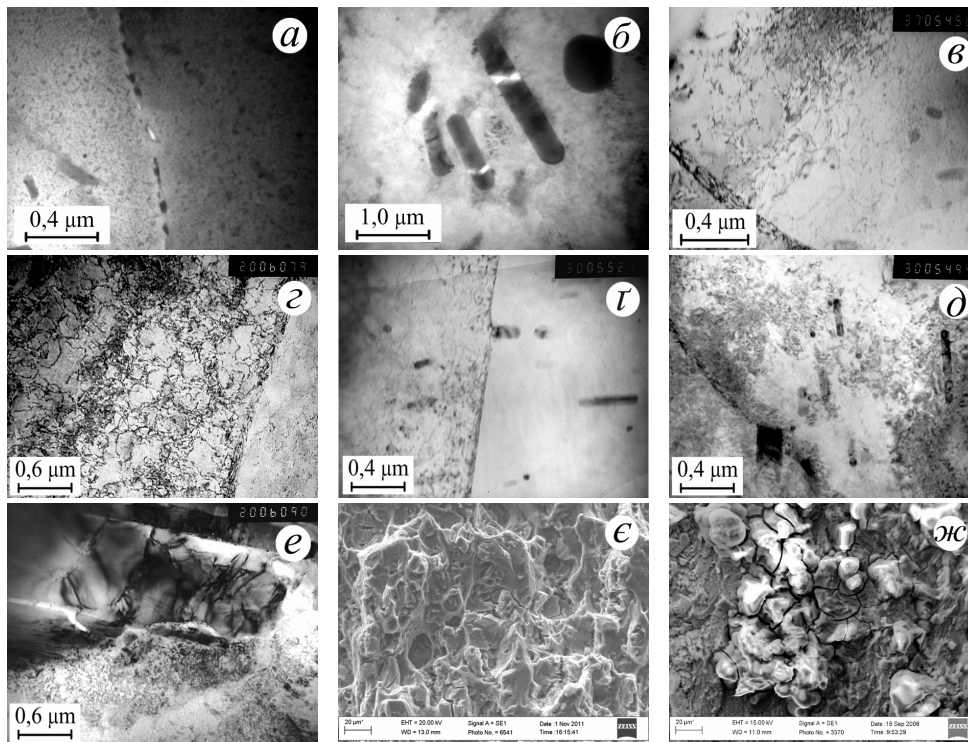


**Рисунок 1.** Залежності границі міцності ( $\sigma_B$ ), відносного видовження ( $\delta$ ) і питомої електро-провідності ( $\chi$ ) алюмінієвих сплавів типу Д16 (а, в) і В95 (б, г): (штриховані області) – літературні дані [12, 17] для термооброблених сплавів; експериментальні дані [7, 21, 22] для сплавів у вихідному стані (символи ●), після модельної (▲) та експлуатаційної деградації в зоні нервюр №14 (◆), №12 (▼), №4 (◆) і №2 (■) нижньої і верхньої обшивок крила літака АН-12 (див. рис. 4)

**Figure 1.** Relationships of ultimate strength ( $\sigma_B$ ) and relative elongation ( $\delta$ ), and electrical conductivity ( $\chi$ ) for aluminium Д16 (а, в) and В95Т1 (б, г) alloys: (shaded regions) – publication data [12, 17] for heat treated alloys; experimental data [7, 21, 22] for alloys in as-received (●); after model (▲) and exploitation degradation in the area ribs №14 (◆), №12 (▼), №4 (◆), and №2 (■) in the bottom and upper AN-12 aircraft wing skins (see Fig. 4)

Порівняння результатів досліджень зразків, вирізаних з обшивок крила в околі нервюри №14, де діяли мінімальні робочі напруження (рис. 2в, г), а також в околі нервюри №2, де діяли максимальні робочі напруження (рис. 3г, д, е), переконливо показує негативну роль механічного фактора. Ці дані, очевидно, пояснюють

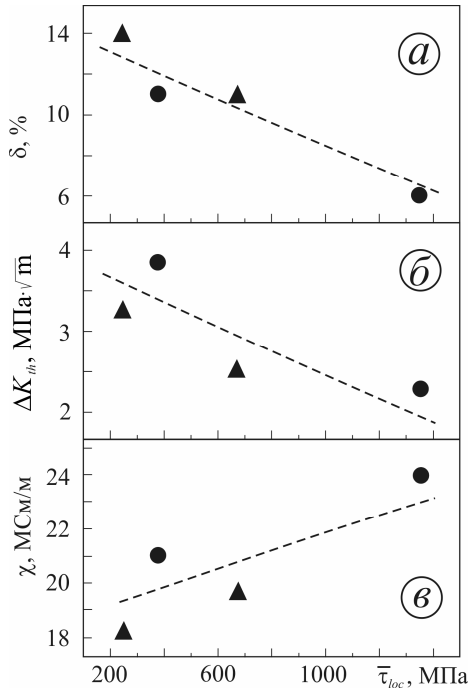
вищезазначене протиріччя у зміні електропровідності й механічних властивостей для деградованих і термооброблених сплавів типу Д16 і В95.



**Рисунок 2.** Тонка структура (а-е) і мікрофрактограми (є, ж) сплавів типу В95 (а, в, г, е- ж) і Д16 (б, ґ, д) після модельної (а, б, ж) і експлуатаційної деградації в зоні нервюр №14 (в, ґ) і №2 (г, д-е); є – випроба на повітрі, ж – випроба в 3,5% розчині NaCl

**Figure 2.** Fine microstructure (a-e) and microfractographies (є, ж) of B95 (a, в, г, е- ж) and Д16 (б, ґ, д) alloys after model (а, б, ж) and after in-service degradation in the area of ribs №14 (в, ґ) and №2 (г, д-е); є – testing in air, ж – testing in 3,5% NaCl solution

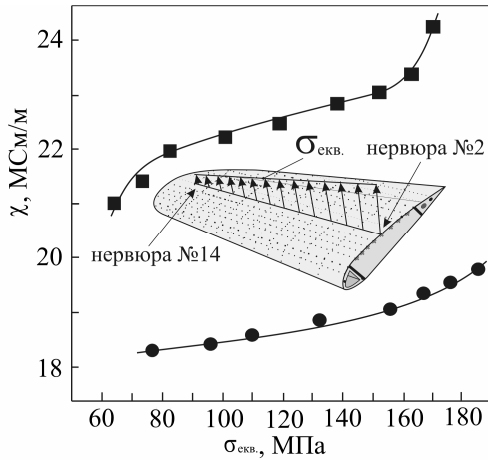
На специфічну поведінку деградованих алюмінієвих сплавів вказує також наступний факт. Встановлено [15, 19], що схильність до корозійного розтріскування (SCC) термозміцнених алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 менша, коли їх електропровідність вища. Після тривалої експлуатації електропровідність  $\chi$  деградованих сплавів цього типу зростає (рис. 1), але їх втомна довговічність у корозивному середовищі суттєво знижується [9], інтенсифікується крихкий міжзеренний мікромеханізм їх руйнування (рис. 2ж). Таким чином, сумісна тривала дія механічних напружень і підвищених температур зумовлює особливу структуру, значні локальні внутрішні напруження і визначає особливу механічну поведінку конструкційних алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 [22]. При цьому (рис. 3), зростає їх схильність до крихкого руйнування (падає пластичність  $\delta$ ) і знижуються характеристики циклічної тріщиностійкості ( $\Delta K_{th}$ ,  $\Delta K_{fc}$ ), які визначають втомну довговічність ( $N_f$ ) елементів конструкцій [8], при цьому питома електропровідність  $\chi$  зростає. Встановлено [2, 9, 22, 23], що падінню порогу втоми  $\Delta K_{th}$  і втомної довговічності  $N_f$  зразків деградованих сплавів типу Д16 і В95 у 1,5...2 рази відповідає ріст питомої електропровідності  $\chi$  на 20...30% (3...4 МСм/м при точності вимірювання 0,1 МСм/м), що дає основу для моніторингу деградації конструкційних алюмінієвих сплавів під час тривалої експлуатації неруйнівним методом [24].



**Рисунок 3.** Залежності відносного видовження (а), порога втоми (б) і питомої електропровідності (в) деградованих сплавів Д16АТНВ (▲) і В95Т1 (●) від усереднених локальних внутрішніх напружень, визначених через густину дислокацій [22]

**Figure 3.** Dependence of relative elongation (а) and fatigue threshold (б), and electrical conductivity (в) versus averaged values of local internal stresses, determined by of dislocation density [22], for Д16АТНВ (▲) and В95Т1 (●) degradation alloys

Показано [22], що деградаційні процеси залежать від навантаженості зон елементів конструкцій і відображаються у зміні значення електропровідності  $\chi$  (рис. 4). Це вказує на можливість визначення критичних зон в обшивці планера літака під час експлуатації чи стендових випробувань на підставі замірів питомої електропровідності матеріалу.



**Рисунок 4.** Залежності питомої електропровідності ( $\chi$ ) сплавів Д16АТНВ (●) і В95Т1 (■) від експлуатаційних напружень ( $\sigma_{сєкв}$ ) в околі різних нервюр для нижньої і верхньої обшивок крила [22]

**Figure 4.** Dependencies of electrical conductivity  $\chi$  of Д16АТНВ (●) and В95Т1 (■) alloys versus is exploitation stresses ( $\sigma_{сєкв}$ ) [22] of bottom and upper aircraft wing skins in different ribs area

**Висновки.** На підставі замірів питомої електропровідності матеріалів вихрострумовим методом можна:

- виявляти критичні зони планера літака (зокрема, обшивки фюзеляжа і крил) після тривалої експлуатації;
- проводити моніторинг деградації конструкційних матеріалів під час тривалої експлуатації;
- визначати поправочні коефіцієнти при розрахунку залишкового ресурсу авіаконструкцій з урахуванням експлуатаційної деградації матеріалів.

Необхідно створювати нову базу даних про кореляційні залежності механічних і фізичних характеристик конструкційних алюмінієвих сплавів після тривалої експлуатації, оскільки наявні довідникові дані, отримані для термооброблених сплавів у вихідному стані (постачання), для цього непридатні.

**Conclusions.** Basing on measurements of electrical conductivity material by eddy current method it is possible to:

- identify critical areas glider of the aircraft (including skins of fuselage and wings) after long-term exploitation;
- monitor the degradation of structural materials during long-term exploitation;
- determine the correction coefficient in calculating the residual life of aircraft construction considering the exploitation degradation of materials.

It is necessary to create a new database on the correlation of mechanical and physical characteristics of structural aluminum alloys after long-term exploitation since the existing guide data for heat-treated alloys in the as-received are useless for this case.

### Список використаної літератури

1. Damage detection in composite materials using frequency response methods / S.S.Kessler, S.M. Spearing, M.J. Atalla, et al. // *Composites Part B: Engineering*. – 2002. – V.33. – P. 87 – 95.
2. Осташ, О.П. Деградація матеріалів і втомна міцність тривало експлуатованих авіаконструкцій [Текст] / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2006. – №4. – С. 5 – 16.
3. Учанин, В.Н. Вихретоковий метод виявлення поверхневих дефектів вузлів авіаційної техніки в умовах експлуатації [Текст] / В.Н. Учанин, В.Я. Дереча // *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*. – 2006. – №4. – С. 20 – 28.
4. Механіка руйнування і міцність матеріалів: довідн. Посібник; за заг. ред. В.В. Панасюка. Т.9: Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій [Текст] / О.П. Осташ, В.М. Федірко, В.М. Учанин та ін.; за ред. О.П. Осташа, В.М. Федірка. – Львів: СПОЛОМ, 2007. – 1068 с.
5. Vapor phase inhibitors to extend the life of aging aircraft / B. Bavarian, L. Reiner, H. Yuossefpour, J. Juraga // *Corrosion* – 2005, Paper 05329. – P. 1 – 9.
6. Schijve, J. Fatigue damage in aircraft structures, not wanted, but tolerated? // *Int. J. Fatigue*. – 2009. – 31. – P. 998 – 1011.
7. Учанин, В.М. Роль неруйнівного контролю при реалізації сучасних концепцій безпечної експлуатації авіаційної техніки [Текст] / В.М. Учанин, О.П. Осташ, В.Я. Дереча // *Праці 6-ої національної науково-технічної конф. «Неруйнівний контроль і технічна діагностика» (UkrNDT-2009)*. – Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона, 2009. – С. 42 – 47.
8. Осташ, О.П. Нові підходи в механіці втомного руйнування [Текст] / О.П. Осташ // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2006. – №1. – С. 13 – 25.
9. Вплив корозивного середовища на втомну довговічність деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 [Текст] / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк, О.І. Семенець // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2008. – №5. – С. 75 – 84.
10. Наумов, Н.М. Резистометрический неразрушающий контроль алюминиевых деформируемых сплавов [Текст] / Н.М. Наумов, П.Г. Микляев. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.
11. Nagemaiyer, D.J. Applications of eddy current testing to airframes // *Nondestructive Testing Handbook (Second Edition)*, Vol. 4, Section 14. – American Society for Nondestructive Testing, 1986. – P. 369 – 421.
12. Неразрушающий контроль. Справ. в 7-ми т.; под. общ. ред. В.В. Клюева. Т.2, кн. 2: Вихретоковий контроль [Текст] / Ю.К. Федосенко, В.Г. Герасимов, А.Д. Покровський, Ю.Я. Останин. – М.: Машиностроение, 2003. – С. 340 – 687.
13. Correlation of strength with hardness and electrical conductivity for aluminum alloy 7010 / M.A. Salazar, Y.Y. Zhao, A. Pitman, A. Greene // *Materials Science Forum*. – 2006. – 519 – 521. – P. 853 – 858.
14. Microstructural evolution of aluminum alloy 7B04 thick plate by various thermal treatments / Zh. Li, B. Xiong, Y. Zhang et al. // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2008. – 18. – P. 40 – 45.
15. Tsai, T.C., Chuang T.H. Relationship between electrical conductivity and stress corrosion cracking susceptibility of Al 7075 and Al7475 alloys // *Corrosion*. – 1996. – 52, №6. – P. 414 – 416.
16. Starink, M.J., Li X.M. A model for the electrical conductivity of peak-aged and overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys // *Metallurgical and Materials Transactions, Ser. A*. – 2003. – 34A, April. – P. 899 – 907.
17. Rummel, W.D. Characterization and evaluation of 2014 aluminum alloy by eddy current conductivity techniques // *Materials Evaluation*. – 1966. – XIV, №6. – P. 322 – 326.
18. Retrogression and re-aging treatment of Al-9,99Zn-1,72Cu-2,5Mg-0,13Zr aluminum alloy / C. Feng, Zh. Liu, A. Ning et al. // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2006. – 16. – P. 1163 – 1170.
19. Zaid, H.R., Hatab A.M., Ibrahim A.M.A. Properties enhancement of Al-Zn-Mg-Cu alloy by retrogression and re-aging heat treatment // *J. Mining and Metallurgy, Sect. B-Metall.* – 2011. – 47, №1, – P. 31 – 35.

20. Hagemaiер, D.J. Evaluation of heat damage to aluminum aircraft structures // Materials Evaluation. – 1982. – 40, №9. – P. 962 – 969.
21. Пат. України № 69091. Спосіб моделювання деградації конструкційних матеріалів в об'єктах тривалої експлуатації [Текст] / Остап О.П., Учанін В.М., Андрейко І.М., Головатюк Ю.В.; ФМІ НАН України ім. Г.В. Карпенка. – МПК G01N3/56; № u 2011 09850; заявл. 08.08.2011; опубл. 25.04.2012, Бюл. №8, 2012 р.
22. Остап, О.П. Вплив тривалої експлуатації на структуру і фізико-механічні властивості алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 [Текст] / О.П. Остап, І.М. Андрейко, Л.І. Маркашова та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2013. – №1. – С. 18 – 27.
23. Структурно-фазовий стан і фізико-механічні властивості деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 [Текст] / О.П. Остап, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк, Л.Б. Ковальчук // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – №6. – С. 5 – 11.
24. Пат. України № 101424. Вихрострумний спосіб визначення ступеня експлуатаційної деградації конструкційних матеріалів [Текст] / Остап О.П., Учанін В.М., Андрейко І.М., Головатюк Ю.В.; НАН України ім. Г.В. Карпенка. – МПК G01N27/90; № а 2011 09412; заявл. 27.07.2011; опубл. 25.03.13, Бюл. №6, 2013 р.

*Отримано 02.08.2013*