

РОЗДІЛ 7

НЕРУЙНІВНІ ФІЗИЧНІ МЕТОДИ МОНІТОРИНГУ ДЕГРАДАЦІЇ МАТЕРІАЛІВ

У попередніх розділах встановлено, що деградація конструкційних матеріалів пов'язана з дифузійним перерозподілом легувальних елементів, зміною фазового складу, зростанням гетерогенності структури, локальних внутрішніх напружень, дефектності кристалічної будови тощо. Оцінити це явище руйнівними методами (розд. 2–5) на працюючих об'єктах практично неможливо. Навіть використовуючи зразки-свідки (розд. 6), важко отримати об'єктивну інформацію через неврахування тривалого впливу механічного чинника.

Тому потрібно застосовувати неруйнівні методи оцінювання та моніторингу деградації матеріалів, зокрема, структуроскопію, визначаючи фізичні, фізико-хімічні та інші структурно чутливі характеристики матеріалів і встановлюючи кореляційні залежності між ними та опором деформуванню і руйнуванню деградованих матеріалів. Перевагою такого підходу є діагностика технічного стану об'єктів на стадії структурно-фазових змін (не тільки на поверхні, а й в об'ємі конструкційного матеріалу) та формування початкової пошкоджуваності (пор, мікротріщин тощо), тобто ще задовго до появи макродефектів, які є предметом дефектоскопічного контролю. З позицій механіки руйнування це означає, що граничний стан об'єкта контролю розглядають на стадії зародження тріщин.

Застосуванню електрохімічних, акустичних і акустико-емісійних методик структуроскопії присвячені наступні томи довідникового посібника. У цьому томі розглянемо деякі методики, засновані на таких фізичних структурно-чутливих характеристиках, як питома електропровідність для неферомагнетних і коерцитивна сила для феромагнетних матеріалів.

7.1. Кореляційні залежності фізичних і механічних характеристик алюмінієвих сплавів і теплотривких сталей

Алюмінієві сплави. Питомий електроопір (ρ) металів і сплавів обумовлений розсіюванням електронних хвиль на неоднорідностях кристалів, тобто пов'язаний з хвильовою природою електронів [1]. Він є оберненою величиною до питомої електропровідності: $\chi = 1/\rho$. Фізичну природу електропровідності визначає рухливість вільних електронів, тому значення χ залежить від

довжини вільного пробігу електронів, яку обумовлює структура кристалічної ґратки (віддалі між атомами) за співвідношенням [2, 3]

$$\chi = \alpha \cdot d, \quad (7.1)$$

де α – константа, залежна від заряду електронів, температури та атомної і кристалічної будови матеріалів; d – період кристалічної ґратки.

Під впливом механічних напружень (σ) змінюється період ґратки. Виявлено [4], що в пружній області деформацій існує залежність

$$\Delta\chi = K_\chi \cdot \Delta\sigma, \quad (7.2)$$

де K_χ – коефіцієнт, який залежить від властивостей матеріалу. При цьому відомо [5], що за впливу пружних напружень значення χ змінюється на 1...2%. Суттєвіші зміни χ викликають пружно-пластичні деформації: що вищий рівень пластичної деформації, то більша електропровідність алюмінієвих сплавів типу 2024 і 7075 [5].

Тут треба зауважити, що зміну значення χ можуть зумовлювати не стільки механічні напруження, як структурний чинник. Складна і часто неоднозначна зміна електропровідності алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 обумовлена їх хімічним складом і структурно-фазовим станом після термічної обробки [2, 6–8]. У вихідному стані (постачання) структурно-фазовий склад цих сплавів – це зерна твердого розчину на основі алюмінію та включення вторинної фази, які за розміром можна розділити на три групи [9]: великі (1...100 мкм) нерозчинні включення типу $(\text{Cu,Fe,Mn})\text{Al}_6$, $(\text{Cu,Fe,Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, FeAl_6 , Mg_2Si , які утворюються під час виплавляння за участі домішок Fe і Si; середні (0,05...0,5 мкм) інтерметаліди типу $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cr}$, які виділяються під час гомогенізації виливка; дисперсні (0,01...0,1 мкм) інтерметаліди типу Al_2Cu , Al_2CuMg , $\text{Zn}_3\text{Mg}_4\text{Al}_3$, MgZn_2 – т. зв. зони Гіньє–Престона (G.–P.), які зароджуються під час старіння гартованих сплавів і відіграють основну роль у їх зміцненні. Електропровідність χ таких сплавів залежить від здатності розсіювати потік вільних електронів елементами мікроструктури. Після гартування, коли утворюється пересичений твердий розчин, значення χ зменшується порівняно з вихідним станом. Оскільки розчинені елементи, їх сегрегації (виділення), дислокації є основними чинниками, які створюють локальні пружно-пластичні поля, а отже, зумовлюють розсіювання електронів, це призводить до зростання електроопору сплавів (падіння χ).

Після витримки у повітрі (природне старіння) електропровідність загартованих сплавів зменшується за зростання міцності і твердості [2, 10]. Це зумовлено збільшенням кількості і розмірів зон G.–P., які ефективно розсіюють електрони. Хоча при цьому дифузія атомів з твердого розчину для формування цих зон очищає матрицю, що зумовлює ріст χ , але тут переважає вплив зон G.–P.

Після витримки загартованих сплавів за підвищених (100...200°C) температур (штучне старіння) їх електропровідність підвищується з ростом температури і тривалості витримки внаслідок інтенсивного виходу легувальних елементів з твердого розчину, а при цьому, як правило, міцність і твердість

сплавів зростають внаслідок зміцнення матриці когерентними і напівкогерентними зонами G.-P. [2, 10, 11].

За підвищення температури ($> 200^{\circ}\text{C}$) і збільшення часу витримки (більше 8...10 год) зони G.-P. ростуть, відбувається зрив когерентності з матрицею, виділення вторинної фази укрупнюються, внутрішні напруження падають (перестарювання). Внаслідок цього помітно зростає електропровідність χ , оскільки зменшується розсіювання електронів у кристалічній ґратці матриці, і знижуються твердість і міцність сплавів [2, 7, 10, 12]. При цьому слід підкреслити, що під час перестарювання зниження міцності і ріст електропровідності може супроводжуватись не підвищенням, а падінням пластичності, що пов'язано з виділенням вторинної фази вздовж меж зерен [10, 13].

Нагрів термічно зміцнених алюмінієвих сплавів вище певних температур під час експлуатації чи механічної обробки (повторний нагрів, перегрів) призводить до розпаду твердого розчину, коагуляції і розчинення вторинних фаз, росту розміру зерна тощо, що зумовлює суттєве зниження міцності і помітний ріст електропровідності цих сплавів [2, 14, 15].

Таким чином, аналіз літературних даних засвідчує, що зниження міцності та підвищення пластичності термооброблених алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 у вихідному стані (постачання) супроводжується ростом їх електропровідності (рис. 7.1, заштриховані області).

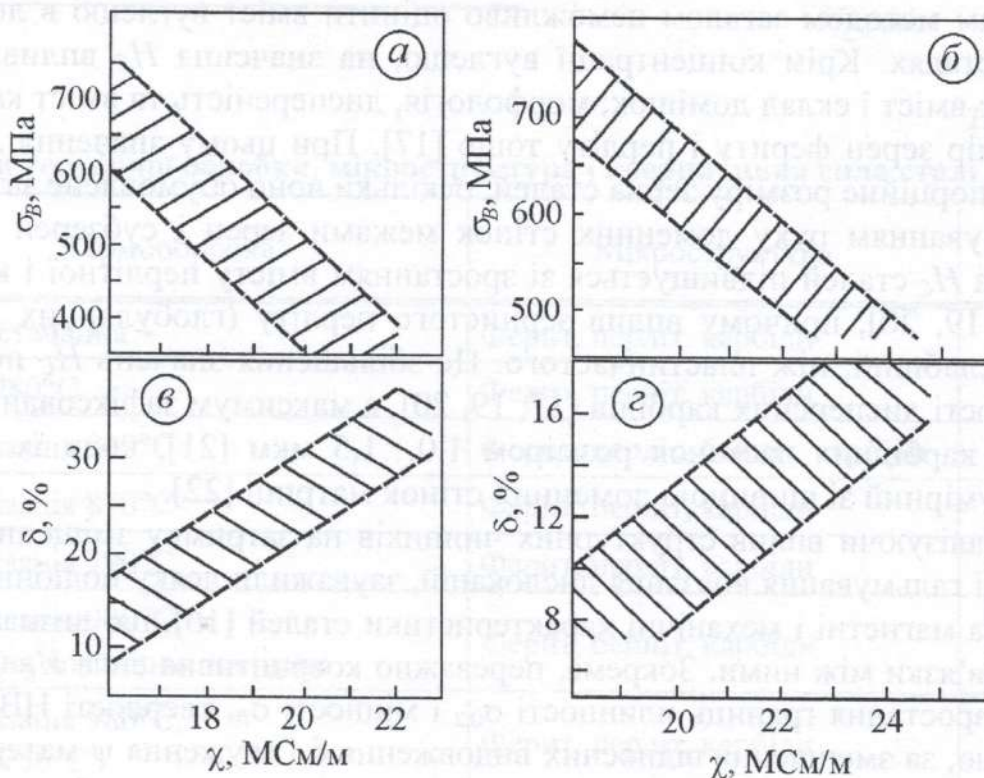


Рис. 7.1 Залежності між границею міцності (σ_B) і відносним видовженням (δ) та питомою електропровідністю (χ) алюмінієвих сплавів типу Д16 (а, в) і В95 (б, з) у стані постачання [2, 6, 8].

Теплотривкі сталі. Існують також кореляційні зв'язки між структурним станом, хімічним і фазовим складом, механічними характеристиками

матеріалів і виробів, з одного боку, та їх магнетними властивостями – з іншого. Це послужило основою для розвитку одного з напрямків фізики неруйнівного контролю – магнетного структурного аналізу сталей і сплавів, який розвивається на стику двох наук: фізики магнетних явищ і фізичного матеріалознавства [16]. При цьому не всі магнетні властивості однаково чутливі до зміни структурного стану і фазового складу матеріалів. Крива намагнечування, форма і площа петлі магнетного гістерезису, а також основні параметри, які їх описують (зокрема, коерцитивна сила H_C), відносяться до структурно-чутливих характеристик матеріалів. Серед головних причин магнетного гістерезису – затримка росту зародків зворотної магнетної фази і незворотні зміщення доменних меж між різними магнетними фазами внаслідок їх взаємодії з неоднорідностями матеріалу і різного роду дефектами кристалічної будови феромагнетика [16]. У першу чергу це пов'язано з впливом меж зерен, виділень вторинної фази з кристалічною ґраткою, відмінною від матриці (наприклад, карбідів у сталях), локальних зон зі сегрегаціями легувальних елементів або значних внутрішніх напружень II роду (наприклад, пов'язаних з дефектами типу дислокацій чи деформаціями внаслідок фазових перетворень), а також пор, тріщин тощо.

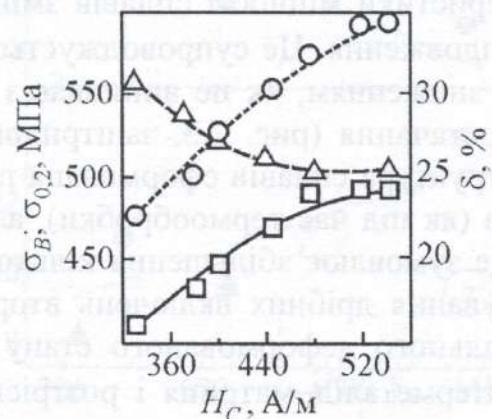
Виявлено, що для вуглецевих і легованих сталей залежність коерцитивної сили від їх хімічного складу часто неоднозначна. Наприклад, коерцитивним методом загалом неможливо оцінити вміст вуглецю в легованих хромом сталях. Крім концентрації вуглецю, на значення H_C впливає низка чинників: вміст і склад домішок; морфологія, дисперсність та вміст карбідних фаз; розмір зерен фериту і перліту тощо [17]. При цьому значення H_C обернено пропорційне розміру зерна сталей, оскільки воно обумовлене затримкою чи гальмуванням руху доменних стінок межами зерен і субзерен [17, 18]. Величина H_C сталей підвищується зі зростанням вмісту перлітної і карбідної фаз [17, 19, 20], причому вплив зернистого перліту (глобулярних карбідів) суттєво слабший, ніж пластинчастого. Це збільшення значень H_C помітніше за наявності дисперсних карбідів [17, 19, 20], а максимум зафіксовано за присутності карбідних часточок розміром 1,0...1,5 мкм [21], коли їх середній розмір сумірний зі шириною доменних стінок матриці [22].

Аналізуючи вплив структурних чинників на затримку зміщення доменних меж і гальмування ковзання дислокацій, зауважили деяку подібність цього впливу на магнетні і механічні характеристики сталей [16], що визначає кореляційні зв'язки між ними. Зокрема, переважно коерцитивна сила H_C підвищується за зростання границь плинності $\sigma_{0,2}$ і міцності σ_B , твердості HB і HRC і, відповідно, за зменшення відносних видовження δ і звуження ψ матеріалу [17, 18, 23–25]. Подібні закономірності встановлено для теплотривкої сталі у вихідному стані (до експлуатації): після різних режимів нормалізації міцність ($\sigma_{0,2}$; σ_B) холоднодеформованої сталі 12Х1МФ знизилася у 1,5–3 рази, пластичність (δ) зросла у 2,5–3,5 рази, а коерцитивна сила упала вдвічі [26]. Таким чином, термообробленим сталям у вихідному стані (постачання), у тому числі тепло-тривким для парогонів теплових електростанцій [26–28], властивий кореляцій-

ний зв'язок між характеристиками короткочасової міцності і пластичності та коерцитивною силою (рис. 7.2): її підвищення зумовлене ростом міцності і зниженням пластичності сталі. Значення H_C залежить від структурно-фазового стану сталей (табл. 7.1). Найменше (248 А/м) має сталь у рівноважному стані після відпалу. Феритно-перлітним і перлітно-сорбітним структурам після нормалізації або гартування з високим відпуском притаманні значення 278...350 А/м. З появою в структурі мартенситної чи бейнітної фаз, а також продуктів розпаду мартенситу після відпуску коерцитивна сила зростає до 560...980 А/м. Зауважимо, що теплотривкі сталі парогонів у вихідному стані мають феритно-перлітну, феритно-карбідну, феритно-бейнітну, бейнітну і бейнітно-мартенситну структури [27, 29–31].

Рис. 7.2. Залежності між механічними характеристиками і коерцитивною силою для сталі 12Х1МФ після різних термообробок [27]:

○ – границя міцності σ_B ; □ – границя плинності $\sigma_{0,2}$; △ – відносне видовження δ .



Таблиця 7.1

Режими термічної обробки, мікроструктура і коерцитивна сила сталі 12Х1МФ

Термообробка	Мікроструктура	H_C , А/м
Стан постачання	Ферит, перліт, карбіди	295
Відпал 980°C	Ферит, перліт, карбіди	248
Нормалізація 980°C	Ферит, перліт, бейніт, карбіди	614
Нормалізація 870°C	Ферит, перліт, карбіди	350
Нормалізація 790°C	Ферит, перліт, карбіди	300
Нормалізація 980°C, обдування холодним повітрям	Ферит, бейніт, карбіди	653
Нормалізація 980°C, відпуск 750°C	Ферит, перліт, карбіди	330
Гартування 980°C	Мартенсит, бейніт, карбіди	980
Гартування 980°C, відпуск 550°C	Сорбіт, троостит, карбіди	560
Гартування 980°C, відпуск 750°C	Перліт, сорбіт, карбіди	278

7.2. Особливості кореляційних залежностей фізичних і механічних характеристик деградованих матеріалів

Алюмінієві сплави. Після деградації алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 у лабораторних умовах, яка моделює вплив термосилових експлуатаційних чинників, а також після їх довготривалої експлуатації в обшивці крил літаків “АНТОНОВ” (див. розд. 2) отримано результати про їх фізико-механічні властивості, які якісно протилежні, ніж відомі літературні дані для термооброблених сплавів цього типу (рис. 7.3, символи). Після деградації характеристики міцності сплавів змінюються мало, проте суттєво падає відносне видовження. Це супроводжується ростом питомої електропровідності χ , а не її зниженням, як це впливає з даних для термооброблених сплавів у стані постачання (рис. 7.3, заштриховані ділянки). Під час тривалої експлуатації структура сплавів сформована під впливом не тільки температурного чинника (як під час термообробки), але й механічних експлуатаційних напружень. Це зумовлює збільшення кількості дисперсних інтерметалідів, мікророзтріскування дрібних включень вторинної фази, зміну густини дислокацій і локального деформованого стану матриці, декогезію вздовж міжфазних меж інтерметалід–матриця і розтріскування грубих включень вторинної фази, а також зміну мікромеханізму руйнування (див. розд. 2.1).

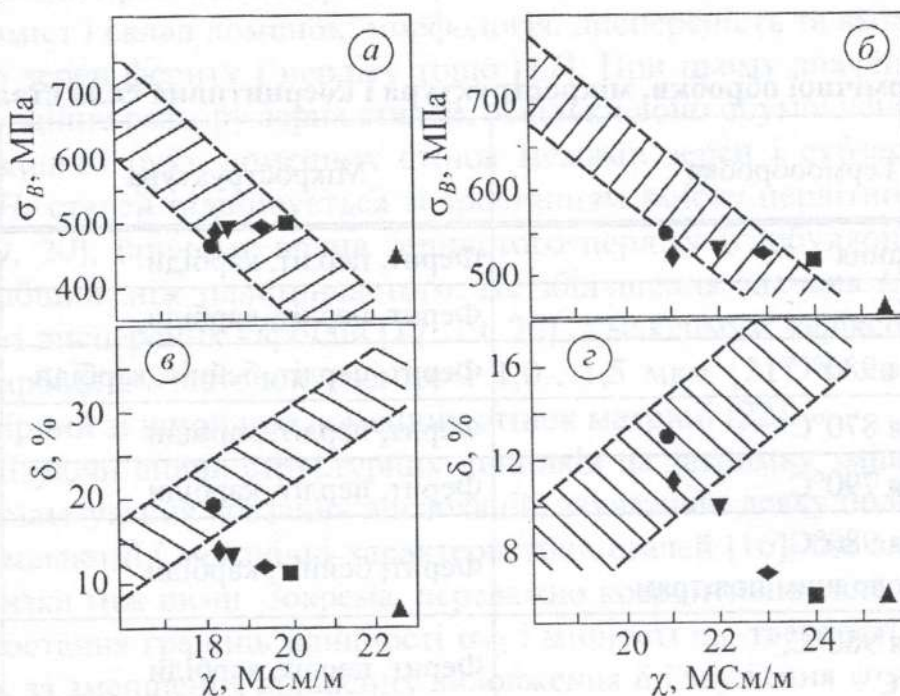


Рис. 7.3. Залежності між границею міцності (σ_B) і відносним видовженням (δ) та питомою електропровідністю (χ) алюмінієвих сплавів типу Д16 (а, в) і В95 (б, г): заштриховані ділянки – літературні дані [2, 6, 8] для термооброблених сплавів; експериментальні дані [32–34] для сплавів у вихідному стані (●), після модельної (▲) та експлуатаційної деградації в зоні нервюр № 14 (◆); 12 (▼); 4 (◈) і № 2 (■) нижньої і верхньої обшивок крила літака Ан-12 (див. схему на рис. 7.5).

Рис. 7.4. 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 (див. розд. 2).

Таким чином, сумісна тривала дія механічних напружень і підвищених температур обумовлює особливу структуру, значні локальні внутрішні напруження та визначає особливу механічну поведінку і зв'язок фізичних і механічних характеристик (рис. 7.3) деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95. При цьому (рис. 7.4) зростає їх схильність до крихкого руйнування (падає пластичність δ) і знижуються характеристики ЦТ (ΔK_{th} , ΔK_{fc}), які визначають втомну довговічність елементів конструкцій [35], а питома електропровідність χ збільшується, що узгоджується з наведеною вище залежністю (7.2).

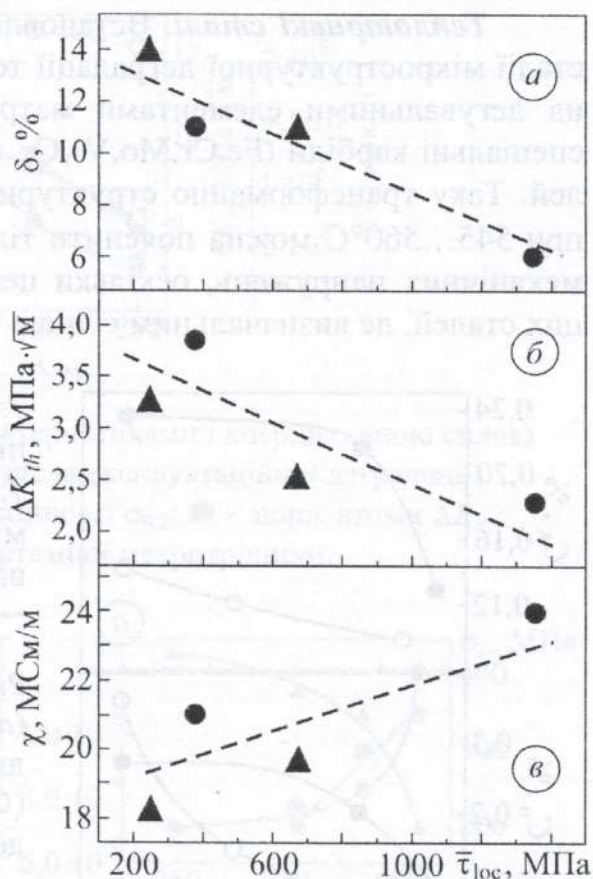
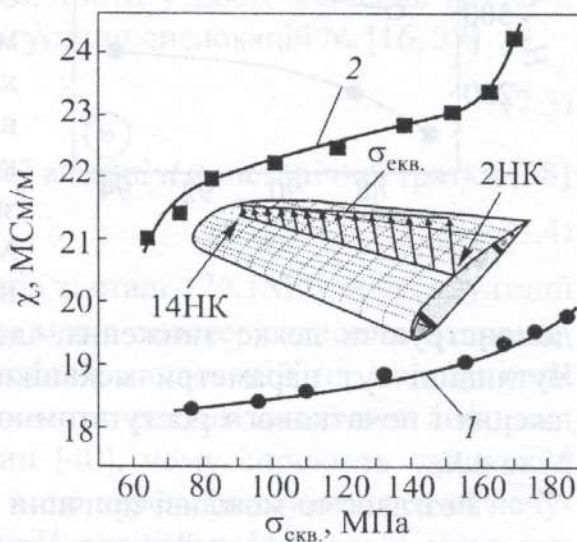
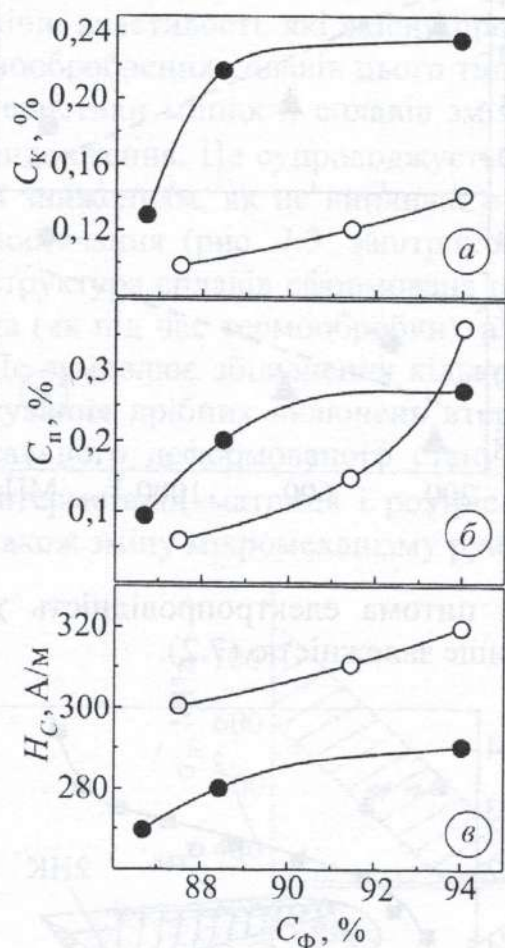


Рис. 7.5. Залежності питомої електропровідності сплавів Д16АТНВ (●) і В95Т1 (■) від експлуатаційних напружень в околі різних нервюр відповідно для нижньої (крива 1) і верхньої (крива 2) обшивок крила.



Порівняння результатів досліджень зразків, вирізаних з обшивок крила в околі нервюри № 14, де вони були мінімальними (65...75 МПа), а також в околі нервюри № 2, де вони максимальні (170...185 МПа), переконливо засвідчує негативну роль механічного чинника (рис. 7.5). Ці дані, очевидно, пояснюють вищевказане протиріччя у зміні електропровідності і механічних властивостей для деградованих і термооброблених сплавів типу Д16 і В95.

Теплотривкі сталі. Встановлено (див. розд. 4.1), що на завершальній стадії мікроструктурної деградації теплотривких сталей утворюються збіднені легувальними елементами матриця $Fe_\alpha(C)$ та переважно коагульовані спеціальні карбіди $(Fe, Cr, Mo, V)_x C_y$, а також змінюється тонка структура сталей. Таку трансформацію структури і фазового складу теплотривких сталей при 545...560°C можна пояснити тільки тривалим впливом експлуатаційних механічних напружень, оскільки цей процес не відповідає діаграмам стану цих сталей, де визначальним є лише температурний чинник.



Ріст вмісту дрібних карбідів (рис. 7.6а) і пор (рис. 7.6б) супроводжується підвищенням коерцитивної сили H_C (рис. 7.6в), тобто карбіди розміром ~ 1 мкм, сумірним з товщиною стінок доменів, впливають на її значення.

Рис. 7.6. Залежності вмісту дрібних карбідів (а) та пор (б), а також коерцитивної сили (в) для тривало експлуатованих сталей 12X1MФ (○) і 15X1M1Ф (●) від вмісту фериту (міри їх деградації).

У результаті для тривало експлуатованих сталей 12X1MФ і 15X1M1Ф зафіксовано [36] принципово інші залежності між коерцитивною силою і механічними характеристиками (рис. 7.7), порівняно з вихідним станом після термообробки, коли коерцитивна сила зменшується за зниження міцності сталі (див. рис. 7.2). Міцність деградованих сталей слабо змінюється залежно від ступеня деградації, демонструючи деяке зниження, що супроводжується ростом значення H_C . Чутливіші тут параметри механіки втомного руйнування на стадіях зародження і початкового росту втомної макротріщини, зокрема характеристики N_i та ΔK_{th} .

Розглянемо можливі причини підвищення коерцитивної сили H_C сталей парогонів після тривалої експлуатації. Характерна тут феритизація структури обумовлює падіння характеристик міцності, що повинно супроводжуватися зниженням значень H_C . Тому реальний її ріст, без сумніву, пов'язаний з утворенням дисперсної карбідної фази (рис. 7.6а, в). Але, крім цього, залежить від тонкої (дислокаційної) структури і внутрішніх напружень (див. розд. 4.1). Дефекти і спотворення кристалічної ґратки, внаслідок яких виникають напруження II роду, підвищують коерцитивну силу H_C (рис. 7.8).

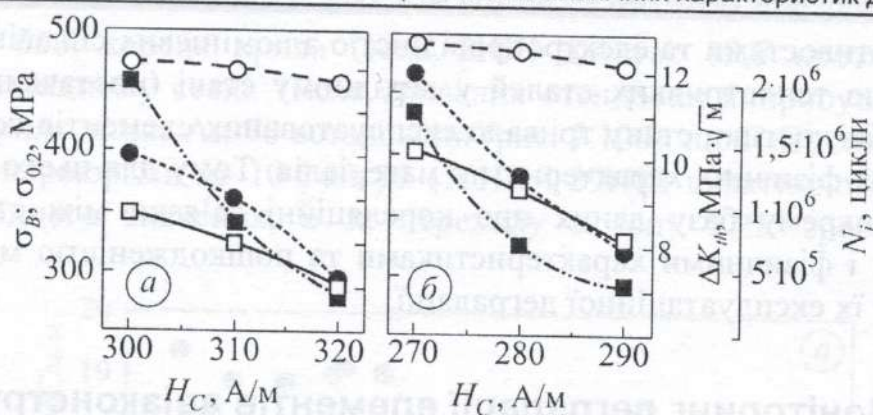
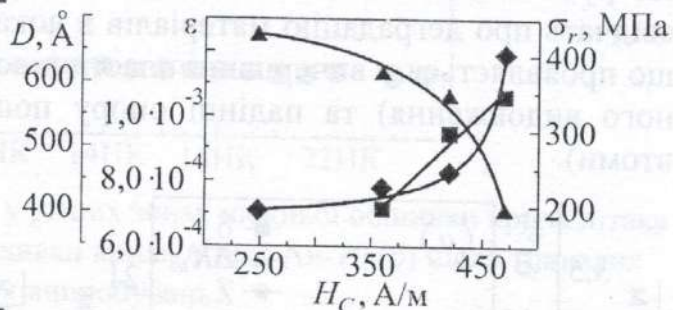


Рис. 7.7. Залежності між механічними характеристиками і коерцитивною силою для сталей 12X1MФ (а) і 15X1M1Ф (б) після експлуатаційної деградації: ○ – границя міцності σ_B ; □ – границя плинності $\sigma_{0,2}$; ● – поріг втоми ΔK_{th} ; ■ – період N_i до зародження втомної макротріщини.

Рис. 7.8. Залежності між коерцитивною силою H_C сталі 12X1MФ та спотворенням кристалічної ґратки ϵ (◆), розмірами субзерен (блоків мозаїки) D (▲) і розтягальними залишковими напруженнями II роду σ_r (■).



Вони є перешкодою на шляху руху дислокацій, що призводить до підвищення критичного напруження зсуву, яке проявляється у гальмуванні зміщення між-доменних стінок під час перемагнечування, тобто у рості значення H_C [24]. Відомо, що коерцитивна сила залежить від густини дислокацій N_0 [16, 37]

$$H_C = \alpha \sqrt{N_0}, \quad (7.3)$$

а також відносної зміни $\Delta d/d$ міжплощинної віддалі d кристалічної ґратки [38]

$$H_C = f(\Delta d/d). \quad (7.4)$$

Виявлено [39], що для гинів парогонів зі сталі 12X1MФ за експлуатації при температурі 540°C і тиску 14 МПа це може спостерігатися за напрацювання більше $90 \cdot 10^3$ год. Збільшення густини дислокацій на малокутових межах субзерен або межах матриця–включення з ростом циклічних деформацій призводить до утворення мікротріщин [40], чому сприяють ланцюжки міжзеренних пор. Мікротріщини вздовж меж зерен формують розмагнечувальне поле, внаслідок чого росте значення H_C матеріалу [41].

Отже, як і для тривало експлуатованих авіаконструкцій з алюмінієвих сплавів, зовнішні і внутрішні механічні напруження – це одні з головних чинників, які визначають деградацію властивостей сталей парогонів під час тривалої експлуатації, а також відмінності від встановлених закономірностей зміни фізико-механічних властивостей цих матеріалів у вихідному стані. Таким чином, великий масив літературних даних про залежності між меха-

нічними властивостями та електропровідністю алюмінієвих сплавів і коерцитивною силою теплотривких сталей у вихідному стані (постачання) непридатний для діагностики стану тривало експлуатованих елементів конструкцій за зміною цих фізичних характеристик матеріалів. Тому для цього необхідно створювати окрему базу даних про кореляційні зв'язки між структурою, механічними і фізичними характеристиками та пошкодженістю матеріалів з урахуванням їх експлуатаційної деградації.

7.3. Моніторинг деградації елементів авіаконструкцій

За значеннями питомої електропровідності (ПЕП), отриманими неруйнівними методами контролю, можна оцінювати зміну механічних властивостей матеріалу, ступінь його деградації, порівнюючи їх з даними, встановленими руйнівними методами досліджень (рис. 7.9). Підвищення значень ПЕП свідчать про деградацію матеріалів в локальних зонах обшивки крила літака, що проявляється у вичерпанні пластичності матеріалу (зниженні його відносного видовження) та падінні опору поширенню втомної тріщини (порога втоми).

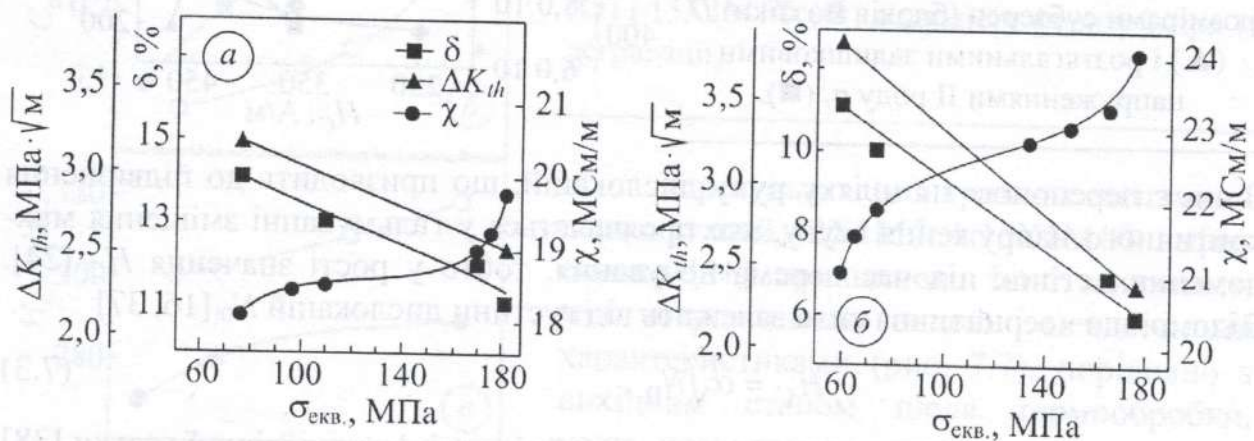


Рис. 7.9. Залежності видовження δ , порога втоми ΔK_{th} і електропровідності χ деградованих сплавів Д16АТНВ (а) і В95Т1 (б) від еквівалентних напружень у різних зонах відповідно нижньої і верхньої обшивок крила літака.

Встановлено [33, 34], що падінню порога втоми ΔK_{th} і втомної довговічності N_f зразків деградованих сплавів типу Д16 і В95 у 1,5–2 рази відповідає ріст питомої електропровідності χ на 20...30% (3...4 MCM/m за точності вимірювання 0,1 MCM/m). Це дає основу для моніторингу деградації конструкцій з алюмінієвих сплавів під час тривалої експлуатації неруйнівним методом [42, 43]. Деградаційні процеси залежать від навантаженості зон елементів конструкцій, що проявляється у зміні значення χ (рис. 7.9). Це дає можливість визначати критичні зони в обшивці планера літака під час експлуатації чи стендових випробувань за замірами ПЕП матеріалу.

Дослідження нижньої обшивки крила літака Ан-12 після тривалих натурних стендових випробувань виявили (рис. 7.10а), що ПЕП сплаву

Д16АТНВ біля кореня крила (зона 2НК) досягає 19,5 проти 18,0...18,5 МСм/м у вихідному стані. Після тривалих стендових випробувань верхньої обшивки крила літака Ан-70 встановили (рис. 7.10б), що ПЕП сплаву В95Т1 у зонах між нервюрами № 10 і № 29 (10НК і 29НК) практично не змінилася проти вихідного значення, а за переходу в зону 2НК зросла лише на ~1 МСм/м.

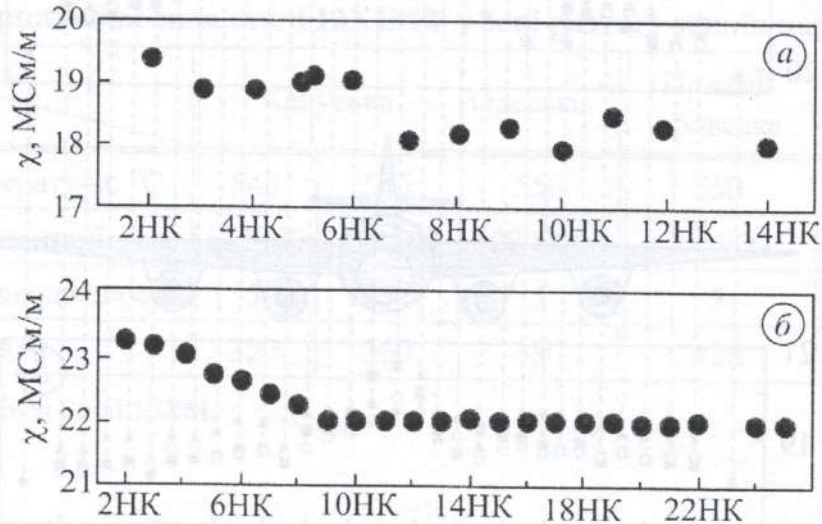


Рис. 7.10. Зміна ПЕП сплаву Д16АТНВ у різних зонах нижньої обшивки крила літака Ан-12 (а) і сплаву В95Т1 верхньої обшивки крила літака Ан-70 (б) після тривалих стендових випробувань.

Вивчаючи матеріали обшивок крил літака Ан-12Б після 40 років експлуатації, встановили (рис 7.11), що порівняно зі стендовими випробуваннями ПЕП сплавів зростає значно більше: для сплаву Д16АТНВ – майже на 3 МСм/м; для сплаву В95Т1 – на 6 МСм/м. Це зумовлено впливом термосилового експлуатаційного чинника (див. розд. 2), тому можна зробити висновок, що в умовах стендових випробувань, коли відсутній температурний вплив на трансформацію мікроструктури сплавів, отримувана інформація про деградацію фізико-механічних властивостей матеріалів обшивки може бути некоректною. Це, з одного боку, підтверджує достовірність запропонованої методики деградації алюмінієвих сплавів у лабораторних умовах (розд. 2.4), а з іншого – вказує на необхідність удосконалення методики стендових випробувань літаків. Деградація матеріалів інтенсивніша в зоні між нервюрами № 2 і № 9 та в зоні центроплану (рис. 7.11), і під час тривалої експлуатації сплав В95Т1 деградує більше, ніж Д16АТНВ.

Таким чином, за замірами питомої електропровідності матеріалів можна:

- виявляти критичні зони планера літака (зокрема, обшивки фюзеляжу і крил) після тривалої експлуатації;
- здійснювати моніторинг деградації конструкційних матеріалів під час тривалої експлуатації;
- оцінювати залишковий ресурс елементів авіаконструкцій на підставі індивідуально встановленої для кожного літака часової залежності електропровідності матеріалів та визначених її критичних значень.

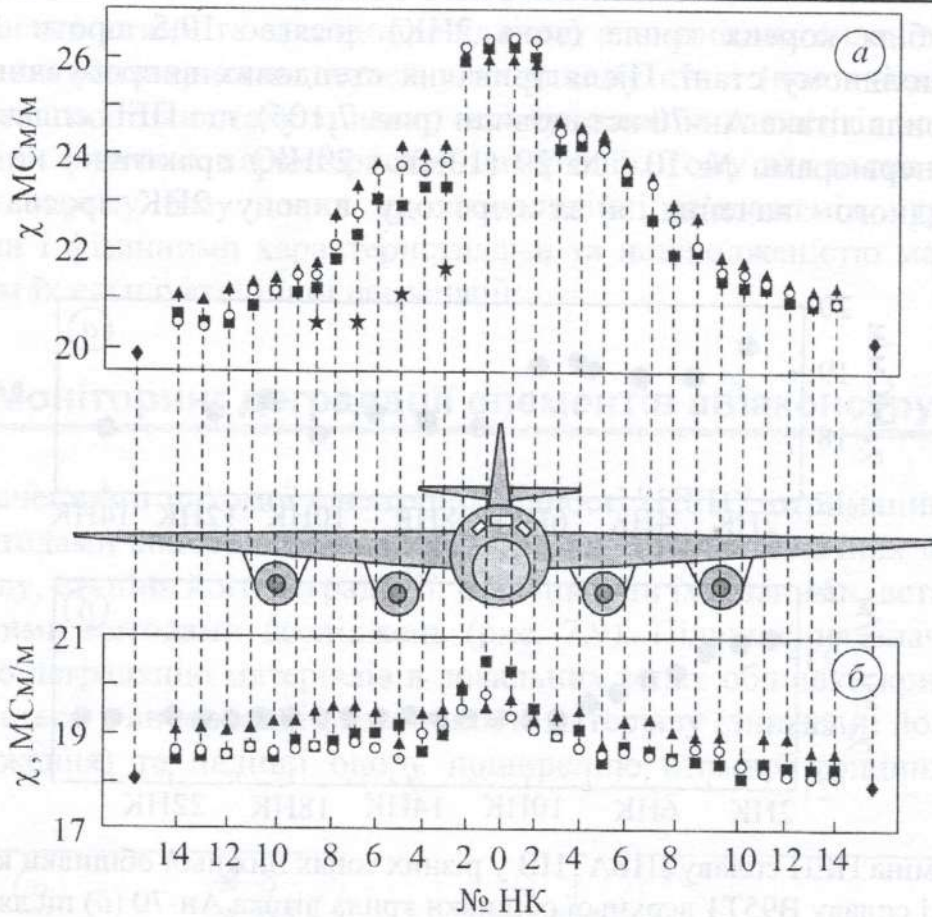


Рис. 7.11. Зміна ПЕП матеріалів верхньої (сплав В95Т1) і нижньої (сплав Д16АТНВ) обшивок крил і центроплану літака Ан-12Б після 40 років експлуатації: ○, ■, ▲ – поперек крила; ◆ – кінець крила; ★ – матеріал після стендових випробувань.

7.4. Моніторинг деградації сталей парогонів ТЕС

Оцінювання технічного стану і прогнозування залишкового ресурсу парогонів особливо актуальні після досягнення тривалості їх експлуатації понад парковий ресурс. Реалізація підходів згідно з існуючими нормативними документами [44–46] має деякі недоліки. Перші заміри параметрів, які свідчать про деградацію сталей парогонів, виконують у вихідному стані, а наступні – тільки через $(50 \dots 100) \cdot 10^3$ год, що зумовлює великий розкид даних [47]. Металографічний аналіз є надто локальний і вимагає трудомісткого статистичного підходу. Необхідно враховувати вплив малоциклової втоми матеріалу, зумовленої пусками і зупинками обладнання [48, 49]. На наш погляд, враховуючи вищенаведені структурно-механічні залежності коерцитивної сили тривало експлуатованих сталей парогонів, для ефективнішого моніторингу деградації теплотривких сталей і прогнозування ресурсу парогонів потрібно залучати методи магнетної структуроскопії.

Аналіз результатів дослідження матеріалу парогонів, експлуатованих за різних температурно-часових умов (табл. 7.2), свідчить (рис. 7.12), що параметр Ларсона–Міллера задовільно описує зміну визначальної карбідної фази (рис. 7.12б), мікрodefektів – пор, їх ланцюжків і клиноподібних порожнин

(рис. 7.12в) та коерцитивної сили (рис. 7.12г) сталі 12Х1МФ. Зміна параметра Ларсона–Міллера і коерцитивної сили не пов'язані з вмістом великих карбідів (рис. 7.12а). Крім цього, за значенням H_C можна чіткіше класифікувати стан парогону, ніж за балом мікропошкодженості (табл. 7.2).

Таблиця 7.2

Температурно-часові параметри експлуатації, мікропошкодженість та коерцитивна сила сталі 12Х1МФ у зоні розтягу згинів парогонів

Параметри \ ТЕС	Калуська		Одеська *)	Придніпровська	Чернігівська
	545	545	550	550	560
Робоча температура, °С	545	545	550	550	560
Термін експлуатації, год	175000	198200	280000	215900	215000
Бал мікропошкодженості	5	5	5	5	6
H_C , А/м	320	360	380	420	470

*) Парогін зі сталі 15ХМ.

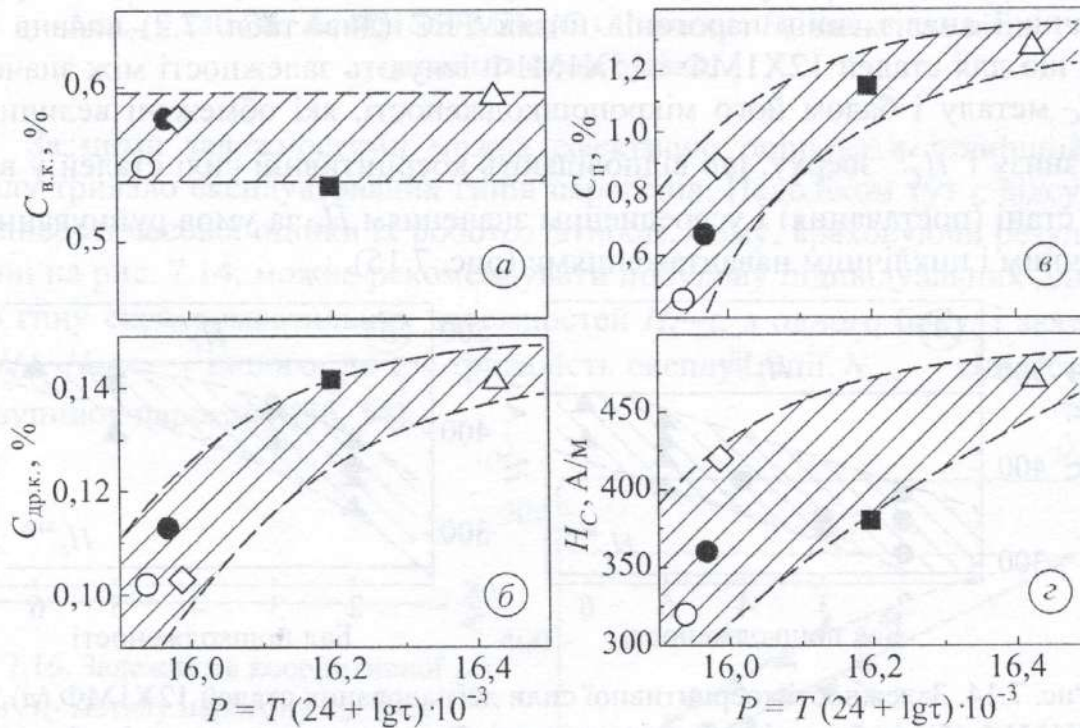


Рис. 7.12. Залежності вмісту великих (а) і дрібних (б) карбідів, пор і мікропорожнин (в), а також коерцитивної сили (г) від параметра Ларсона–Міллера для сталі 12Х1МФ у зоні розтягу згинів парогонів зі станцій, перелік яких подано в табл. 7.2.

Встановлено, що параметр Ларсона–Міллера не описує зміну коерцитивної сили модельно деградованої сталі 12Х1МФ [50] за різних рівнів $(\sigma_m / \sigma_{0,2}^T)$ навантаження, які відповідають умовам малоциклової втоми під час пусків-зупинок парогонів (рис. 7.13а). Проте, модифікуючи цей параметр (рис. 7.13б),

можна отримати однозначну залежність значення H_C від температурно-часових і силових експлуатаційних параметрів парогонів, що вказує на можливість урахування дії механічного чинника під час пусків-зупинок.

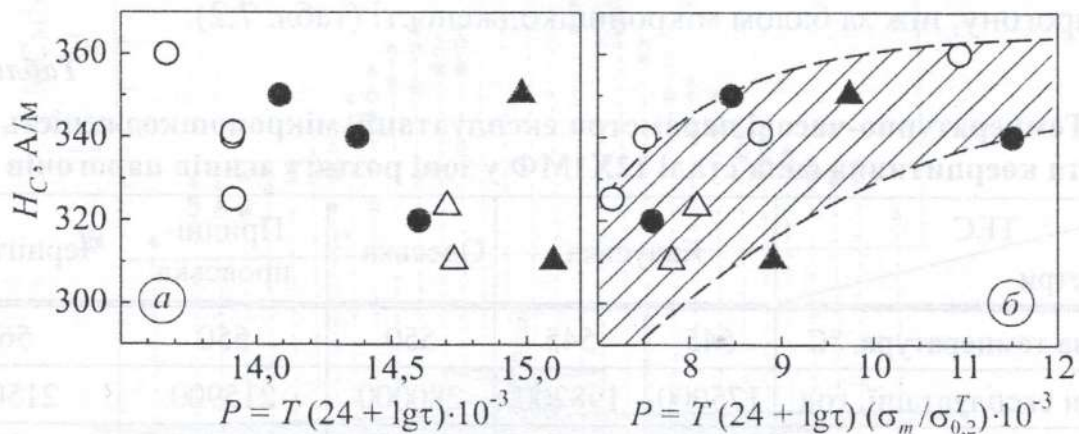


Рис. 7.13. Залежності коерцитивної сили від відомого (а) і модифікованого (б) параметра Ларсона–Міллера для модельно деградованої сталі 12X1MΦ.

Технічний стан гинів парогонів визначає пошкодженість їх металу і сьогодні його, в основному, оцінюють за результатами металографічних досліджень і встановлення бала мікропошкодженості [44, 45, 51]. Коерцитиметричний аналіз гинів парогонів низки ТЕС (див. табл. 7.2) виявив (рис. 7.14), що для сталей 12X1MΦ і 15X1M1Φ існують залежності між значеннями H_C металу і балом його мікропошкодженості, які обмежені величинами $H_C^{\text{вих}}$ знизу і $H_C^{\text{кр}}$ зверху, що відповідають коерцитивній силі сталей у вихідному стані (постачання) і усередненим значенням H_C за умов руйнування під статичним і циклічним навантаженнями (рис. 7.15).

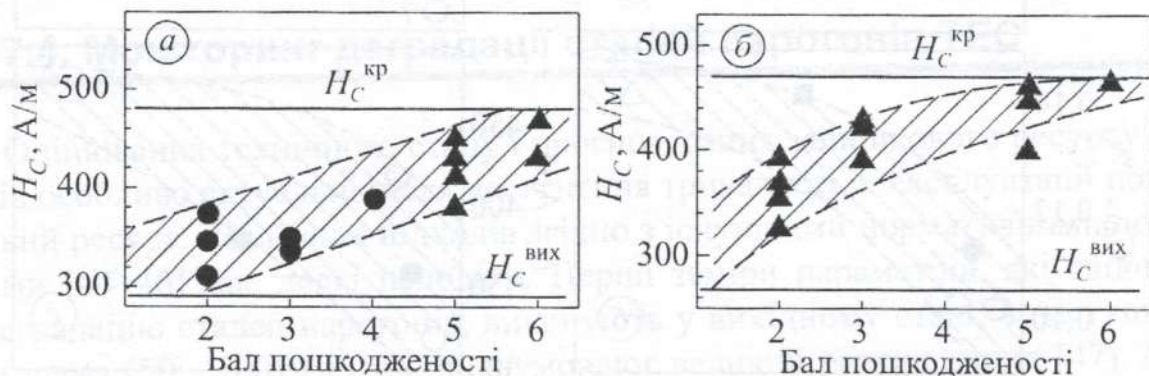


Рис. 7.14. Залежності коерцитивної сили деградованих сталей 12X1MΦ (а) і 15X1M1Φ (б) від бала мікропошкодженості: ● – модельна деградація; ▲ – експлуатаційна в зоні розтягу гинів парогонів; $H_C^{\text{вих}}$, $H_C^{\text{кр}}$ – вихідне і критичне значення коерцитивної сили сталей.

Такі граничні значення коерцитивної сили, які близькі за статичного та циклічного навантажень і зумовлені напружено-деформованим станом та мікропошкодженістю матеріалу, зафіксували також у працях [52, 53]. На їх підставі можна прогнозувати критичний стан парогонів. Очевидно, що такі значення H_C залежатимуть від структурно-фазового стану матеріалів.

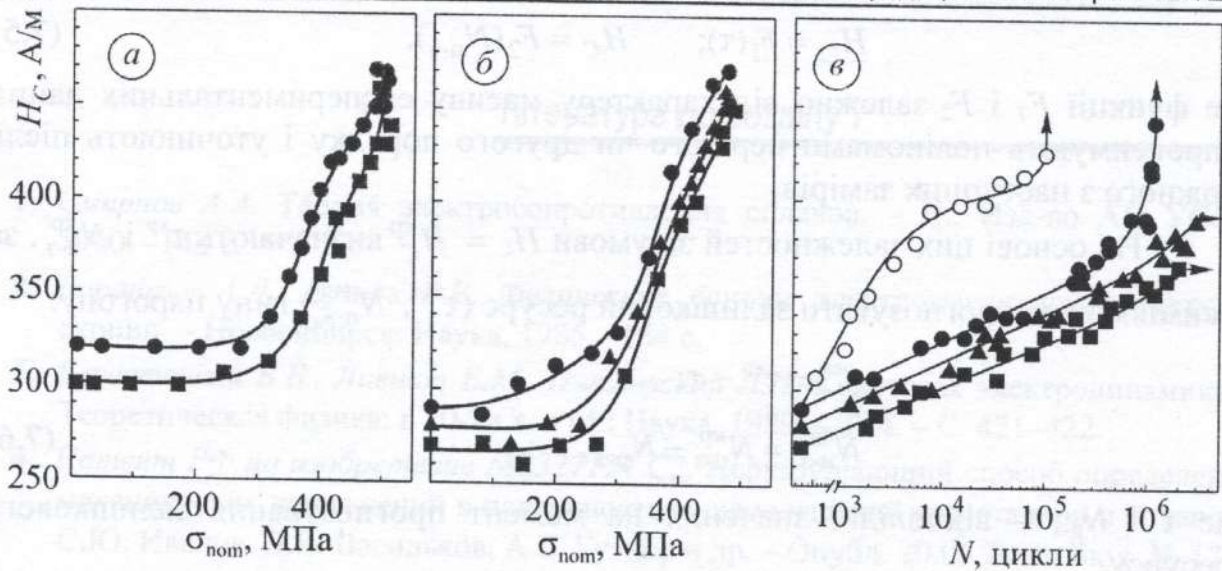


Рис. 7.15. Зміна коерцитивної сили зразків, вирізаних з експлуатованих гинів парогонів, за статичного розтягу:

a – сталь 12X1MФ; *б* – сталь 15X1M1Ф (● – розтягнута зона; ▲ – нейтральна; ■ – стиснута), а також за циклічного навантаження зразків сталі 15X1M1Ф (*в*): ●, ○ – розтягнута зона; ▲ – нейтральна; ■ – стиснута; розмах напружень $\Delta\sigma_{\text{ном}} = 280$ (●, ▲, ■) і 350 МПа (○). Значення H_C визначено після розвантаження зразка.

За цими залежностями можна ефективно оцінювати технічний стан металу тривало експлуатованих гинів парогонів. Недоліком тут є відсутність можливості часової оцінки їх роботоздатності. Тому, враховуючи результати, подані на рис. 7.14, можна рекомендувати побудову індивідуальних для кожного гину експериментальних залежностей H_C – τ , з одного боку, і залежностей H_C – $N_{\text{п-з}}$ – з іншого, де τ – тривалість експлуатації, $N_{\text{п-з}}$ – кількість пусків–зупинок парогону [36, 54].

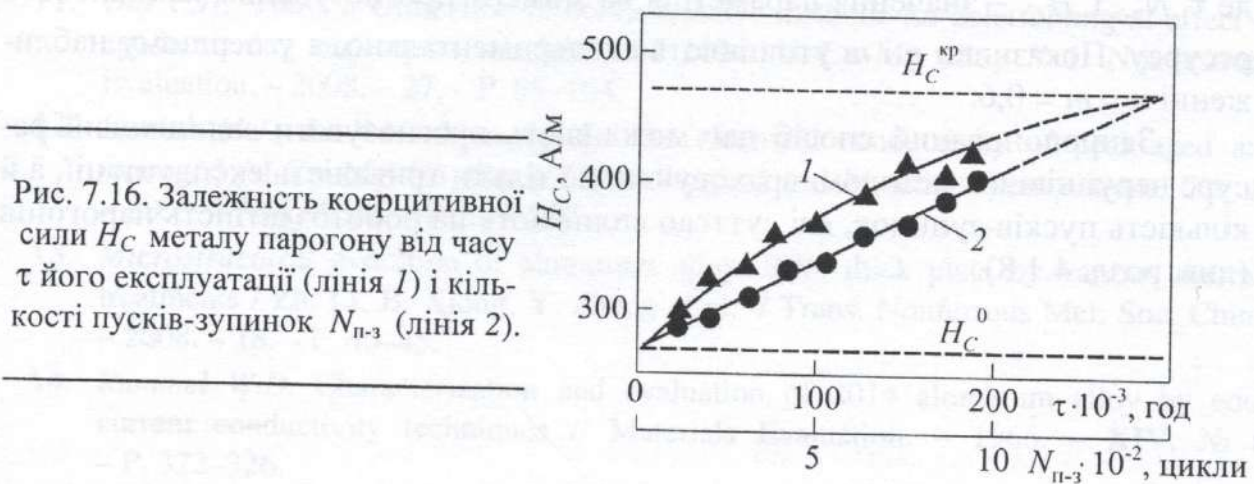


Рис. 7.16. Залежність коерцитивної сили H_C металу парогону від часу τ його експлуатації (лінія 1) і кількості пусків–зупинок $N_{\text{п-з}}$ (лінія 2).

Такі залежності (рис. 7.16) потрібно будувати на підставі замірів величини H_C у вихідному стані і через інтервали $\Delta\tau = 25 \dots 30 \cdot 10^3$ год та $\Delta N_{\text{п-з}} = 100 \dots 150$ пусків–зупинок і аналітично описувати у вигляді

$$H_C = F_1(\tau); \quad H_C = F_2(N_{п-3}), \quad (7.5)$$

де функції F_1 і F_2 залежно від характеру масиву експериментальних даних апроксимують поліномами першого чи другого порядку і уточнюють після кожного з наступних замірів.

На основі цих залежностей за умови $H_C = H_C^{кр}$ визначають $\tau^{кр}$ і $N_{п-3}^{кр}$, за якими можна прогнозувати залишковий ресурс ($\tau^{зал}$; $N_{п-3}^{зал}$) гину парогону:

$$\begin{aligned} \tau^{зал} &= \tau^{кр} - \tau; \\ N_{п-3}^{зал} &= N_{п-3}^{кр} - N_{п-3}, \end{aligned} \quad (7.6)$$

де τ і $N_{п-3}$ – відповідні значення на момент прогнозування залишкового ресурсу.

У реальних умовах часто для діючих парогонів відсутні дані про значення H_C у вихідному стані і після певного початкового часу їх експлуатації, тобто відсутні залежності $H_C = F_1(\tau)$ і $H_C = F_2(N_{п-3})$. Тоді для прогнозування залишкового ресурсу можна застосувати аналітичну залежність типу рівняння Грінвуда [49]

$$\tau_{кр} = \tau(\omega_{t1} / \omega_{t2})^{3/5}, \quad (7.7)$$

де за параметри вихідної ω_{t1} і критичної ω_{t2} пошкоженості приймаємо значення H_C і $H_C^{кр}$, відповідно, тобто

$$\begin{aligned} \tau_{кр} &= \tau \left(H_C^{кр} / H_C \right)^n; \\ N_{п-3}^{кр} &= N_{п-3} \left(H_C^{кр} / H_C \right)^m, \end{aligned} \quad (7.8)$$

де τ , $N_{п-3}$ і H_C – значення параметрів на момент прогнозування залишкового ресурсу. Показники n і m уточнюють експериментально, а у першому наближенні $n = m = 0,6$.

Запропонований спосіб дає можливість прогнозувати залишковий ресурс неруйнівним методом, враховуючи не тільки тривалість експлуатації, а й кількість пусків-зупинок, які суттєво впливають на роботоздатність парогонів (див. розд. 4.1.8).

Література до розділу 7

1. Смирнов А.А. Теория электросопротивления сплавов. – К.: Изд-во АН УССР, 1960. – 148 с.
2. Дорофеев А.Л., Ершов Р.Е. Физические основы электромагнитной структурографии. – Новосибирск: Наука, 1985. – 184 с.
3. Берестецкий В.Б., Лившиц Е.М., Пятаевский Л.П. Квантовая электродинамика // Теоретическая физика: в 10-ти т. – М.: Наука, 1989. – Т. 4. – С. 421–422.
4. Патент РФ на изобретение №2327124 С2. Неразрушающий способ определения механических напряжений в поверхностном слое изделий из металлов и сплавов / С.Ю. Иванов, Д.В. Васильков, А.Б. Гутнер и др. – Опубл. 20.06.2008; Бюл. № 17.
5. Morozov M., Tian G.Y., Withers Ph.J. Noncontact evaluation of the dependency of electrical conductivity on stress for various Al alloys as a function of plastic deformation and annealing // J. Appl. Physics. – 2010. – **108**, Paper 024909. – P. 1–9.
6. Наумов Н.М., Микляев П.Г. Резистометрический неразрушающий контроль алюминиевых деформируемых сплавов. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.
7. Hagemaier 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.
8. Неразрушающий контроль: Справ. в 7-ми т. / Под. общ. ред. В.В. Клюева, Т.2, кн. 2: Вихретоковый контроль / Ю.К. Федосенко, В.Г. Герасимов, А.Д. Покровский, Ю.Я. Останин. – М.: Машиностроение, 2003. – С. 340–687.
9. Фриндландер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
10. Correlation of strength with hardness and electrical conductivity for aluminum alloy 7010 / M.A. Salazar, Y.Y. Zhao, A. Pitman, A. Greene // Mat. Sci. Forum. – 2006. – **519–521**. – P. 853–858.
11. Gür C.H., Yildiz I. Utilization of nondestructive methods for determining of effect of age-hardening on impact toughness of 2024 Al–Cu–Mg alloy // J. Nondestruct. Evaluation. – 2008. – **27**. – P. 99–104.
12. 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.
13. 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.
14. Rummel W.D. Characterization and evaluation of 2014 aluminum alloy by eddy current conductivity techniques // Materials Evaluation. – 1966. – **XIV**, № 6. – P. 322–326.
15. Hagemaier D.J. Evaluation of heat damage to aluminum aircraft structures // Materials Evaluation. – 1982. – **40**, № 9. – P. 962–969.

16. *Михеев М.Н., Горкунов Э.С.* Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. – М.: Наука, 1993. – 252 с.
17. *Взаимосвязь коэрцитивной силы с химическим составом и микроструктурой отожженных сталей / Э.С. Горкунов, В.М. Сомова, Т.П. Царькова и др. // Дефектоскопия. – 1997. – № 8. – С. 31–49.*
18. *Бидя Г.В.* Размер зерна и корреляция прочностных, пластических и вязких свойств с коэрцитивной силой феррито-перлитных сталей // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2010. – № 4. – С. 40–45.
19. *Jiles D.C.* Magnetic properties and microstructure of AISI 1000 series carbon steels // J. Phys. D. Appl. Phys. – 1988. – **21**. – P. 1186–1195.
20. *Thompson S.M., Tanner B.K.* The magnetic properties of pearlitic steels as a function of carbon content // J. Magn. Magn. Mater. – 1993. – **123**. – P. 283–298.
21. *Hers K., Kuppler P., Deimel P.* Microstructure and Bloch wall arrangement in 22NiMoCr3.7 steel // J. Magn. Magn. Mater. – 1981. – **24**. – P. 206–214.
22. *Чулкина А.А., Ульянов А.И.* Влияние магнитных свойств цементита на коэрцитивную силу высокоуглеродистых сталей после закалки и отпуска // Физика металлов и металловедение. – 2009. – **108**, № 6. – С. 581–588.
23. *Magnetic and metallurgical properties of high-tensile steels / B.K. Tanner, J.A. Szpunar, S.N. Willcock et al. // J. Mater. Sci. – 1988. – 23. – P. 4534–4540.*
24. *Влияние температуры конца прокатки и степени обжатия на механические свойства и коэрцитивную силу стали Зсп / Э.В. Аронсон, Г.В. Бидя, В.М. Камардин и др. // Дефектоскопия. – 1977. – № 4. – С. 99–104.*
25. *Горкунов Э.С., Тартачная М. В.* Магнитные методы и приборы неразрушающего контроля структуры, фазового состава и прочностных характеристик сталей и сплавов (Обзор) // Заводская лаборатория. – 1993. – № 7. – С. 22–25.
26. *О возможности электромагнитного контроля микроструктуры и механических свойств холоднодеформированных труб из стали марки 12Х1МФ / В.А. Бурганова, П.А. Халилеев, Л.В. Кохман и др. // Дефектоскопия. – 1971. – № 5. – С. 51–56.*
27. *Крутасова Е.И.* Надёжность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 236 с.
28. *Контроль ожидаемой длительной прочности труб из стали марки 12Х1МФ / В.А. Бурганова, Л.В. Кохман, П.А. Халилеев и др. // Дефектоскопия. – 1973. – № 6. – С. 42–47.*
29. *Березина Т.Г., Бугай Н.В., Трунин И.И.* Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. – К.: Техніка, 1991. – 118 с.
30. *Мелехов Р.К., Похмурський В.І.* Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. – К.: Наук. думка, 2003. – 384 с.
31. *Дзіоба І.Р.* Властивості сталі 13ХМФ після експлуатації та деградації в лабораторних умовах // Фіз.-хім механіка матеріалів. – 2010. – **46**, № 3. – С. 65–72.
32. *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.

33. *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.
34. *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.
35. *Осташ О.П.* Нові підходи в механіці втомного руйнування // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2006. – **42**, № 1. – С. 13–25.
36. *Осташ О.П., Вольдемаров О.В., Гладий П.В.* Діагностування структурно-механічного стану сталей парогонів коерцитиметричним методом і прогнозування їх ресурсу // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2013. – **49**, № 5. – С. 98–111.
37. *Кулеев В.Г., Царькова Т.П.* Особенности зависимости коэрцитивной силы сталей от упругих растягивающих напряжений после пластических деформаций и термообработки // *Физика металлов и металловедение*. – 2007. – **104**, № 5. – С. 479–486
38. *On the efficiency of application of magnetic and electrical parameters for non-destructive testing of crystal-lattice microdistortions in heat-treated carbon steels* / E.S. Gorkunov, S.M. Zadvorkin, L.S. Goruleva, A.B. Bukhvalov // *Russian J. of Nondestructive Testing*. – 2012. – **48**, № 3. – P. 166–175.
39. *Структура и магнитные свойства паропроводных труб из стали 12Х1МФ после длительной эксплуатации в условиях ползучести* / А.П. Ничипурук, Н.И. Носкова, Э.С. Горкунов и др. // *Дефектоскопия*. – 1995. – № 7. – С. 62–67.
40. *Microcrack initiation and growth in heat-resistant 15Kh2MFA steel under cyclic deformation* / P.V. Yasniy, V.B. Hlado, V.B. Hutsaylyuk, T.Vuherer // *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* – 2005. – **28**. – P. 391–397.
41. *Characterisation of Cr–Mo steel subjected to high temperature using magnetic NDE techniques* / A. Mitra, Y. N. Mohapatra, A. K. Panda et al. // *NDT World Review*. – 2008. – 2 (40) June. – P.72–74.
42. *Патент України № 101424.* Вихрострумний спосіб визначення ступеня експлуатаційної деградації конструкційних матеріалів / О.П. Осташ, В.М. Учанін, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк. – Опубл. 25.03.13; Бюл. № 6.
43. *Патент України № 106168.* Вихрострумний спосіб визначення ступеня локальної деградації конструкційних матеріалів під час довготривалої експлуатації / О.П. Осташ, В.М. Учанін, І.М. Андрейко та ін. – Опубл. 25.07.14; Бюл. № 14.
44. *СОУ-Н МПЕ 40.1.17.401:2004.* Нормативний документ. Настанова. Контроль металу і продовження терміну експлуатації основних елементів котлів, турбін і трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція. – К.: ОЕП „ГРІФРЕ”, 2005. – 76 с.
45. *СОУ-Н ЕЕ 20.321:2009.* Нормативний документ. Металографічні методи дослідження елементів теплоенергетичного устаткування. Положення. – К.: ОЕП „ГРІФРЕ”, 2009. – 70 с.
46. *РД 10-577-03.* Типовая инструкция по контролю металла и продлению срока службы основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций. – М.: НПО "Промбезопасность", 2003. – 96 с.

47. Должанский П.Р. Особенности оценки остаточного ресурса паропроводных труб при эксплуатации сверх паркового ресурса // Теплоэнергетика. – 2005. – № 8. – С. 35–39.
48. Оцінювання впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС / Г.М. Никифорчин, О.З. Студент, Г.В. Кречковська та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – 46, № 2. – С. 42–54.
49. Оценка ресурса работоспособности паропроводов из стали 12ХМ / Е.Я. Векслер, Л.А. Ковалева, В.И. Куманин, В.М. Чайковский // Теплоэнергетика. – 1981. – № 11. – С. 9–12.
50. Остап О.П., Вольдемаров О.В., Гладиш П.В. Циклічна тріщиностійкість сталей тривало експлуатованих згинів парогонів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – 48, № 4. – С. 14–24.
51. Хромченко Ф.А. Ресурс сварных соединений паропроводов. – М.: Машиностроение, 2002. – 352 с.
52. Магнитная диагностика и остаточный ресурс подъемных сооружений / Б.Е. Попов, В.С. Котельников, А.В. Зарудный и др. // Безопасность труда в промышленности. – 2001. – № 2. – С. 44–49.
53. Бондаренко А.Ю. Магнітний коерцитиметричний контроль технічного стану зварних з'єднань: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Івано-Франківськ, 2007. – 22 с.
54. Патент України №106837. Спосіб прогнозування залишкового ресурсу згинів парогонів / О.П. Остап, Р.В. Чепіль, О.В. Вольдемаров, П.В. Гладиш. – Опубл. 10.10.2014; Бюл. № 19.

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 7.

НЕРУЙНІВНІ ФІЗИЧНІ МЕТОДИ МОНІТОРИНГУ ДЕГРАДАЦІЇ МАТЕРІАЛІВ