

Міністерство освіти і науки України

Луцький національний технічний університет

(повне найменування вищого навчального закладу)

Факультет митної справи, матеріалів та технологій

(повне найменування факультету)

Кафедра матеріалознавства

(повна найменування кафедри)

**КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА
ЗА СТУПЕНЕМ ВИЩОЇ ОСВІТИ «МАГІСТР»**

**Аналіз руйнування лопаток газотурбінного двигуна
виготовлених з жароміцного сплаву / Analysis of the
destruction of gas turbine engine blades made of heat-
resistant alloy**

спеціальність матеріалознавство

(шифр і назва спеціальності)

освітня програма 132 Матеріалознавство

(назва освітньої програми)

**Виконав: здобувач вищої освіти
групи Мм-21**

Мазурак Антон Вікторович

(підпис)

Керівник:

к.т.н., доцент

Зайчук Наталія Петрівна

(підпис)

Кваліфікаційну роботу

допущено до захисту

«__» _____ 20__ р.

к.е.н., доцент

Гарант освітньої програми:

Мельничук Микола Дмитрович

(підпис)

Луцьк – 2025 року

ЛУЦЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Факультет митної справи, матеріалів та технологій

Кафедра матеріалознавства

Ступінь вищої освіти: магістр

Галузь знань: 13 Механічна інженерія

Спеціальність: 132 Матеріалознавство

Освітня програма: Матеріалознавство

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

Імбирович Н.Ю.

“ ” 20 року

ЗАВДАННЯ НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ ЗДОБУВАЧУ ВИЩОЇ ОСВІТИ

Мазурака Антона Вікторовича

(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема роботи Аналіз руйнування лопаток газотурбінного
двигуна виготовлених з жароміцного сплаву

керівник роботи Зайчук Наталія Петрівна, к.т.н., доцент,
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом вищого навчального закладу від “05” серпня 2025 року № 282/01-02

2. Строк подання здобувачем вищої освіти кваліфікаційної роботи
“06” зрудня 2025 р.

3. Вихідні дані до роботи марка сплаву Inconel-718, комплекс
механічних властивостей, нормативні документи, базовий
технологічний процес ТО, зразки з сплаву

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно
розробити) Розділ 1 Руйнування лопаток газотурбінних двигунів
із жароміцних сталей і сплавів; Розділ 2 Особливості руйнування та
чинники впливу на них; Розділ 3 Дослідження газів; Розділ 4
Аналіз мікроструктури; Розділ 5 Аналіз зламів та змін твердості.
Висновки

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)

1-ий слайд - Форма АЧ: 1-й слайд - Об'єкт дослідження; 2-й; 3-й
слайди - Порівняльна характеристика пошкоджень і зламів;
4-й і 5-й слайди - мікроструктура сплаву Inconel 718;
6-й слайд - вплив ТО на властивості; 7, 8, 9-й слайди -
фрактограми зламів; 10-й слайд - Оцінка межі міц-
ності; 11-й слайд - Висновки

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Н. контроль	Мисковець С. В., к.т.н., доцент	02.09.2025	06.12.2025

7. Дата видачі завдання «02» вересня 2025 р.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Термін виконання етапів кваліфікаційної роботи	Примітка
1	Розділ 1	20.10.2025	виконав
2	Розділ 2	15.11.2025	виконав
3	Розділ 3	15.11.2025	виконав
4	Розділ 4	06.12.2025	виконав
5	Розділ 5	06.12.2025	виконав

Здобувач вищої освіти _____ (підпис) Мадурах А. В. (прізвище та ініціали)

Керівник кваліфікаційної роботи _____ (підпис) Зайчук М. П. (прізвище та ініціали)

АНОТАЦІЯ

Мазурак А.В. Аналіз руйнування лопаток газотурбінного двигуна виготовлених з жароміцного сплаву. Рукопис.

Кваліфікаційна робота магістра ОП «Матеріалознавство» спеціальності 132 Матеріалознавство. Луцький національний технічний університет. Луцьк, 2025.

Кваліфікаційна робота магістра складається з вступу, п'яти розділів, висновків, списку літератури, додатків.

В роботі проведено дослідження мікроструктури. Вивчено фрактографічні зображення зламів, встановлено зміни твердості на ділянках зламу та проведено аналіз зміни структури відповідно до ділянок зламу. Встановлено причини можливих змін розвитку втомного руйнування жароміцного сплаву Inconel 718, що використовуються для лопаток газотурбінних двигунів. Дослідження проводили з метою встановлення природи руйнування сплаву та взаємозв'язку змін структури та особливостей руйнування. Проведено вимірювання мікротвердості та за результатами вимірювань визначено значення межуміцності на розрив. Співставлено та проаналізовано можливі причини руйнування лопаток газотурбінних двигунів.

Загальний обсяг роботи: 65 сторінок, вступ, 5 розділів та висновки, 11 рисунків, 5 таблиць, 27 літературних джерела.

Ключові слова: жароміцні та жаростійкі сталі та сплави, жаростійкість, сплави на нікелевій основі, мікроструктура, твердість, в'язке руйнування, фрактограми поверхні.

					MP 0625.00.000 ПЗ			
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата				
Розробив	Мазурак				Аналіз руйнування лопаток газотурбінного двигуна виготовлених з жароміцного сплаву / Analysis of the destruction of gas turbine engine blades made of heat-resistant alloy	Літ.	Арк.	Акрушів
Перевірив	Зайчук						4	62
Н. Контр	Мисковець				ЛНТУ, каф. матеріалознавства, гр. Мм-21			
Затв.	Імбірович							

ABSTRACT

Mazurak A.V. Analysis of the destruction of gas turbine engine blades made of heat-resistant alloy. Manuscript.

Master's qualification work of EP "Materials Science" specialty 132 Materials Science. Lutsk National Technical University. Lutsk, 2025.

The master's thesis consists of an introduction, five chapters, conclusions, a list of references, and appendices.

The work involves a study of microstructure. Fractographic images of fractures were studied, changes in hardness in the fracture areas were established, and an analysis of structural changes in accordance with the fracture areas was carried out. The causes of possible changes in the development of fatigue failure of Inconel 718 heat-resistant alloy used for gas turbine engine blades were established. The research was conducted to determine the nature of the alloy's failure and the relationship between structural changes and failure characteristics. Microhardness measurements were taken, and the tensile strength was determined based on the measurement results. Possible causes of gas turbine engine blade failure were compared and analyzed.

Total volume of work: 65 pages, introduction, 5 chapters and conclusions, 11 figures, 5 tables, 27 references.

Keywords: heat-resistant and heat-resistant steels and alloys, heat resistance, nickel-based alloys, microstructure, hardness, ductile fracture, surface fractograms.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						5
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

ЗМІСТ

ВСТУП	8
РОЗДІЛ 1 РУЙНУВАННЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ ІЗ ЖАРОМІЦНИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ	10
1.1. Значення дослідження руйнування лопаток газотурбінних двигунів	10
1.2. Матеріали лопаток газотурбінних двигунів	13
1.3. Експлуатаційні навантаження та робочі середовища лопаток газотурбінних двигунів	16
1.4. Механізми деградації матеріалу лопаток газотурбінних двигунів	19
1.5. Мікроструктурна еволюція матеріалів лопаток під час експлуатації	22
1.6. Висновки та практичні рекомендації	24
РОЗДІЛ 2 ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ТА ЧИННИКИ ВПЛИВУ НА НЬОГО	26
2.1. Вплив обробки на стійкість до руйнування жароміцних сталей та сплавів	26
2.2. Основні характеристики зламів сплавів	28
2.3. Етапи руйнування	30
2.4. Визначення типу руйнування за поверхнею зламу	34
2.5. Міжкристалітне руйнування	35
РОЗДІЛ 3 ДОСЛІДНА ЧАСТИНА	38
3.1. Характеристика об'єкту дослідження	38
3.2. Методи дослідження мікроструктури	40
3.3. Фрактографічні дослідження зламів	43
РОЗДІЛ 4 АНАЛІЗ МІКРОСТРУКТУРИ	47
4.1 Мікроструктурні дослідження	47
4.2. Вплив режимів старіння на мікроструктуру	49

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		6

РОЗДІЛ 5 АНАЛІЗ ЗЛАМІВ ТА ЗМІН ТВЕРДОСТІ	52
5.1 Міцнісні характеристики досліджуваних зразків	52
5.2 Вимірювання твердості	56
5.3 Розрахунок локальної міцності на розрив	57
ВИСНОВКИ	60
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	63
ДОДАТКИ	

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		7

ВСТУП

Дослідження причин руйнування лопаток газотурбінних двигунів із жароміцних сталей та нікелевих сплавів є одним із ключових напрямів сучасного матеріалознавства та інженерії енергетичного й авіаційного машинобудування. Лопатки турбіни належать до найбільш навантажених елементів конструкції, оскільки працюють у зоні максимальних температур, агресивного газового потоку та значних термомеханічних напружень. Під час експлуатації ці деталі одночасно піддаються впливу високотемпературної втоми, повзучості, окиснення, гарячої корозії, ерозійно-абразивного зношування та періодичних механічних перевантажень. Поєднання цих факторів створює складний багатокомпонентний механізм деградації, що обумовлює високу чутливість лопаток до накопичення пошкоджень і ініціювання руйнівних тріщин [1].

Вивчення причин відмов турбінних лопаток має фундаментальне значення для підвищення безпеки та надійності газотурбінних установок різного призначення, зокрема авіаційних двигунів, наземних енергетичних турбін та газоперекачувальних агрегатів. Оскільки руйнування лопатки у більшості випадків має катастрофічний характер, а наслідки виходу з ладу гарячих деталей можуть стати критичними для всієї установки, аналіз механізмів деградації є важливою умовою ефективного управління залишковим ресурсом та запобігання аварійним відмовам. Точна ідентифікація пошкоджувальних процесів дозволяє формувати обґрунтовані методики діагностики, прогнозування довговічності та контролю технічного стану деталей у режимі реальної експлуатації [2].

Актуальність дослідження також визначається постійним зростанням вимог до ефективності газотурбінних двигунів. Сучасні тенденції спрямовані на збільшення температури перед турбіною з метою покращення паливної економічності, що неминуче посилює вразливість матеріалу до термомеханічної втоми, прискореного окиснення та повзучості. У цих умовах матеріал основи, захисні теплові бар'єрні покриття та системи внутрішнього охолодження

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						8
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

утворюють інтегровану конструкційну систему, довговічність якої залежить від збалансованості структури, хімічного складу та експлуатаційних параметрів. Вивчення реальних випадків руйнування забезпечує зворотний зв'язок між проектуванням матеріалів, вибором технології обробки, характеристиками покриттів та умовами роботи двигуна, що створює науково обґрунтовану основу для вдосконалення конструкційної надійності.

Особливу роль відіграє аналіз руйнувань у контексті економічної ефективності та ресурсозбереження. Правильне розуміння механізмів деградації дозволяє оптимізувати режими технічного обслуговування, запобігати передчасним замінам, знижувати витрати на ремонт і підвищувати міжремонтні інтервали. Для авіаційної галузі ці аспекти прямо впливають на собівартість льотної години, а для енергетичного сектору – на безперервність виробництва та загальну ефективність роботи підприємства.

Систематичне вивчення причин руйнування лопаток газотурбінних двигунів є необхідною передумовою підвищення рівня безпеки, довговічності та енергоефективності сучасних турбомашин [2, 3]. Комплексний аналіз процесів деградації, що відбуваються на мікро- та макрорівнях структури жароміцних сталей та сплавів, забезпечує можливість удосконалення конструкційних рішень, матеріалів, покриттів і технологій охолодження, формуючи підґрунтя для створення газотурбінних двигунів нового покоління.

Під час виконання кваліфікаційної роботи магістра було використано інструменти штучного інтелекту виключно як допоміжний засіб для пошуку ідей, уточнення формулювань та опрацювання літератури. Усі твердження, висновки та результати дослідження належать автору та ґрунтуються на власному аналізі, а отримані результати від генеративного ШІ були перевірені на достовірність та відповідність академічній доброчесності.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						9
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

РОЗДІЛ 1

РУЙНУВАННЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ ІЗ ЖАРОМІЦНИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ

1.1. Значення дослідження руйнування лопаток газотурбінних двигунів

Лопатки газотурбінних двигунів є одними з найнавантажених та найвідповідальніших деталей сучасних авіаційних, енергетичних та промислових турбомашин. Їхній ресурс безпосередньо визначає надійність, ефективність та економічність роботи двигуна, а відмова окремої лопатки часто має катастрофічний характер. Оскільки лопатки працюють у зоні найвищих температур і найінтенсивніших механічних впливів, проблематика їхнього руйнування посідає ключове місце у матеріалознавстві жароміцних матеріалів та інженерії газотурбінних систем. Вивчення механізмів деградації цих деталей є не лише питанням збереження ресурсу, але й підґрунтям для подальшого прогресу галузі двигунобудування, адже саме можливості матеріалу і покриттів визначають граничні параметри, до яких може бути доведений сучасний газотурбінний агрегат [4].

Науковий і практичний інтерес до теми зумовлений насамперед прагненням підвищити температуру перед турбіною, що є одним з найефективніших шляхів збільшення термічного коефіцієнта корисної дії двигуна. Зростання робочої температури на 100 градусів дозволяє суттєво зменшити витрату палива та підвищити загальну енергоефективність установки. Однак участь лопаток у роботі при таких температурах наближає матеріал до границі теплової стійкості, провокуючи інтенсивні процеси повзучості, дифузійної деградації, укрупнення зміцнювальних фаз, активного окиснення та гарячої корозії. За умов циклічних запусків і змін навантаження, характерних для авіаційних та газоперекачувальних двигунів, додатково формується складний режим термомеханічної втоми. Вивчення цих процесів забезпечує розуміння

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		10

того, які фактори і з якою швидкістю виснажують матеріал та приводять до руйнування [4, 5].

Не менш важливою є залежність механізмів руйнування від типу застосовуваного матеріалу. У сучасному турбінному будівництві вже практично не використовують традиційні жароміцні сталі на перших гарячих ступенях турбіни. Їхнє місце зайняли нікелеві суперсплави, що формуються як литі односпрямовані або монокристалічні структури [6, 7]. Їхня поява стала еволюційним проривом, що дозволив суттєво підвищити робочі температури та збільшити тривалість експлуатації. Однак такі сплави, попри виняткову жароміцність, мають суттєвий недолік – високу чутливість до концентрації легувальних елементів та мікроструктурної стабільності. Виникнення небажаних фаз, виснаження γ' -зміцнювальної фази, формування оксидних плівок або проникнення розплавів можуть суттєво скоротити ресурс і змінити режим руйнування. Це робить вивчення реальних механізмів деградації не просто важливою задачею, а обов'язковим елементом експлуатації таких матеріалів.

Актуальність досліджень пояснюється також специфікою робочих середовищ, у яких працюють лопатки. У авіаційних двигунах спостерігається підвищений вміст агресивних газових компонентів, що сприяють гарячій корозії, а у пісочних або пустельних умовах – розвиток процесів, що руйнують теплозахисні покриття [8]. Для енергетичних турбін проблемою є сірчисті домішки природного газу, вміст солей, а також значна кількість циклів навантаження та тривалі періоди роботи при сталих високих температурах. Кожне з цих середовищ формує унікальний профіль пошкодження, тому універсальних механізмів руйнування не існує. Це вимагає створення типології деградаційних процесів, що дозволяє враховувати умови експлуатації під час оцінки ресурсу та розробки рекомендацій.

З практичної точки зору руйнування лопаток становлять значну небезпеку. У авіаційних двигунах відрив лопатки може призвести до руйнування сусідніх елементів, неконтрольованої втрати тяги або навіть аварійної ситуації. У

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		11

промислових турбінах наслідком може бути зупинка виробничої лінії, перебої в електропостачанні та значні економічні втрати. Тому вивчення механізмів руйнування напряду пов'язане з гарантуванням безпеки, зниженням ризиків та підвищенням економічної ефективності експлуатації обладнання.

Дослідження руйнування лопаток є також основою для розвитку нових матеріалів. Аналіз реальних зразків після експлуатації дозволяє визначити, які легувальні елементи відіграють ключову роль у стабілізації мікроструктури, яка форма γ' -фази є найбільш стійкою до укрупнення, як взаємодіють покриття з підкладкою, які фактори контролюють швидкість росту оксидного шару та що саме провокує інтенсивне окиснення або відшарування покриттів. Такий зворотний зв'язок є критичним для розроблення нових поколінь суперсплавів і теплозахисних покриттів, включно з багатошаровими керамічними системами та елементами, створеними за принципами машинного навчання [3, 9].

Аналіз руйнування лопаток має ще один важливий аспект – економічний. Вартість виробництва однієї монокристалічної лопатки може сягати тисяч доларів, а повний комплект лопаток для турбіни першого ступеня є суттєвою статтею витрат у структурі двигуна. Неправильна оцінка ресурсу або невірне визначення механізмів пошкодження можуть призвести до передчасної заміни, що збільшує витрати, або, навпаки, до надмірного продовження ресурсу, що створює потенційну загрозу відмови. Тому техніко-економічна ефективність експлуатації газотурбінних агрегатів прямо залежить від достовірності аналізу руйнувань і здатності інженерів моделювати та прогнозувати залишкову довговічність лопаток.

Дослідження руйнування лопаток газотурбінних двигунів є складною, але надзвичайно важливою науково-практичною проблемою. Вона охоплює питання термодинаміки, механіки матеріалів, хімії високотемпературного окиснення, фізики фазових перетворень, інженерії покриттів та експлуатаційної надійності. Розуміння взаємодії цих факторів створює основу для розроблення ефективних стратегій підвищення ресурсу, оптимізації конструкції, створення нових

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		12

жароміцних сплавів і захисних систем, а також підвищення загальної безпеки та ефективності роботи сучасних газотурбінних систем [10, 11].

1.2. Матеріали лопаток газотурбінних двигунів

Сучасні конструкції лопаток газотурбінних двигунів представляють собою високотехнологічні композиційні системи, у яких властивості підкладки, мікроструктура та поведінка при високих температурах визначають граничні експлуатаційні параметри двигуна. Розвиток матеріалів для лопаток від традиційних жароміцних сталей до монокристалічних нікелевих сплавів є одним із найуспішніших прикладів матеріалознавчого прогресу. Ця еволюція дала змогу підвищити температуру перед турбіною на сотні градусів, збільшити ресурс, зменшити вагу двигуна і наблизитись до меж тривалої термічної стабільності матеріалів. Однак зростання температур, напружень та агресивності середовища підвищило чутливість до мікроструктурних змін, що робить правильний вибір матеріалу визначальним для довговічності лопаток [12, 13].

На ранніх етапах розвитку газотурбінних двигунів використовували жароміцні сталі на основі Fe-Cr-Ni, які забезпечували порівняно високу міцність, проте мали обмежену жаростійкість і низьку стійкість до повзучості при температурах понад 650...700 °C. Їхня мікроструктура, збагачена карбідами $M_{23}C_6$ і M_6C , виявлялася чутливою до міжкристалітного окиснення, фазових перетворень та термодинамічної нестабільності. Це зумовило перехід до нікелевих суперсплавів, що виявили виняткову здатність підтримувати високу міцність за рахунок структурного зміцнення γ' -фазою.

Нікелеві суперсплави, що сьогодні використовуються в лопатках першої та другої ступені турбіни, базуються на двофазній мікроструктурі γ - γ' . Матриця γ є твердим розчином Ni з додаванням Co, Cr, Mo, W, Re, тоді як γ' -фаза має упорядковану структуру $Ni_3(Al,Ti,Ta)$. Її когерентність з матрицею забезпечує високий опір зсуву дислокацій та повзучості при температурах близько $0,8T_{пл}$.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						13
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Оптимальне співвідношення об'ємних часток γ' (45...75%) є критичним для балансу між міцністю, пластичністю та довговічністю. Мікроструктурна стабільність γ' -фази визначає тривалість роботи лопаток при високих температурах, тоді як надмірна кількість Re, W або Mo може сприяти утворенню TCP-фаз (σ , μ , P), які виснажують матрицю і різко знижують повзучі характеристики.

Важливим етапом розвитку стали напрямлено-затверділі суперсплави, у яких орієнтований ріст зерен зменшує кількість міжзеренних меж, що є слабкими місцями при повзучості та термомеханічній втомі. Проте найбільший прогрес забезпечили монокристалічні сплави, що повністю усувають границі зерен і дозволяють орієнтувати кристалографічну вісь $\langle 001 \rangle$ уздовж напрямку найбільших відцентрових напружень [14, 15]. Це значно підвищує повзучість, зменшує анізотропію деформації й мінімізує ризик міжкристалітного руйнування. Монокристалічні сплави поколінь I...IV відрізняються кількістю Re, Ru, Ta та оптимізацією γ' , що дозволило підвищити робочу температуру лопаток до 1100...1200 °C залежно від системи охолодження.

Проте навіть найкращі сплави демонструють мікроструктурну деградацію в реальних умовах роботи. Укрупнення γ' , формування «рафтової» структури під дією температурних градієнтів, розкладання карбідів, утворення тугоплавких фаз і локальне виснаження елементів у зонах окиснення здатні поступово знижувати опір повзучості. Аналізи експлуатаційних лопаток демонструють перерозподіл Al, Ti, Cr та Re, що веде до локальної нестабільності γ' та утворення крихких інтерметалідів. У багатьох сплавах високий вміст Re, який підвищує повзучість, одночасно збільшує ймовірність випадіння фаз, що вимагає балансування складу та використання Ru для стабілізації структури.

Особливе значення має взаємодія матеріалу з покриттями. Захисні дифузійні (β -NiAl) та MCrAlY-покриття створюють джерело Al для формування оксидного шару Al_2O_3 , що запобігає окисненню підкладки. Керамічні теплозахисні покриття або з рідкісноземельних цирконатів дозволяють

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						14
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

зменшити температуру металу на 100...150 °С та працювати в умовах підвищеного термічного потоку. Проте покриття також деградують: термонапруження, взаємодія з солями та значні цикли нагрівання-охолодження можуть викликати відшарування та оголення підкладки, суттєво пришвидшуючи руйнування лопаток.

На поведінку матеріалу впливають також технологічні параметри формування лопатки. Лиття за витоплюваними моделями з контролем швидкості росту кристалу, модифікована термічна обробка, спрямована на оптимізацію γ' -фази, та прецизійне балансування першої й другої фаз є ключовими факторами довговічності. Дрібні дефекти лиття, усадкові раковини, мікропори чи оксидні включення здатні стати центрами зародження тріщин, особливо під дією вибухових температурних циклів [15].

Вибір матеріалу для лопаток, а також розуміння його мікроструктурної еволюції є визначальними для ресурсної надійності газотурбінних двигунів. Нікелеві суперсплави, незважаючи на їхню складність і вартість, поки не мають реальної альтернативи для гарячих ступенів турбіни [12]. Їхня перевага полягає у здатності зберігати когерентну γ' -структуру, високий опір повзучості та стабільність при тривалих термомеханічних навантаженнях, хоча ці властивості значною мірою залежні від легування, чистоти лиття, технології охолодження та ефективності теплозахисних покриттів. Наукові дослідження, спрямовані на аналіз деградації таких матеріалів у реальних умовах, відіграють ключову роль у підвищенні ресурсу та оптимізації конструкції лопаток, що забезпечує стабільну роботу сучасних турбомашин та створює перспективи для розроблення сплавів нового покоління.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						15
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

1.3. Експлуатаційні навантаження та робочі середовища лопаток газотурбінних двигунів

Лопатки газотурбінних двигунів є одними з найбільш навантажених елементів гарячого тракту, оскільки саме вони безпосередньо перетворюють енергію потоку продуктів згоряння у механічну роботу. У сучасних авіаційних та енергетичних газотурбінних установках робочі температури в зоні першої ступені турбіни досягають і перевищують 1500...1600 °С, що перевищує температуру солідуса більшості жароміцних сплавів. Це стало можливим завдяки комплексному підходу, що включає застосування нікельових монокристалічних надсплавів, складних систем внутрішнього охолодження та багатошарових теплозахисних покриттів. При цьому лопатки працюють в умовах поєднання високотемпературних, механічних, вібраційних та хімічно агресивних впливів, які формують складний напружено-деформований стан і визначають ресурси їхньої роботи [16].

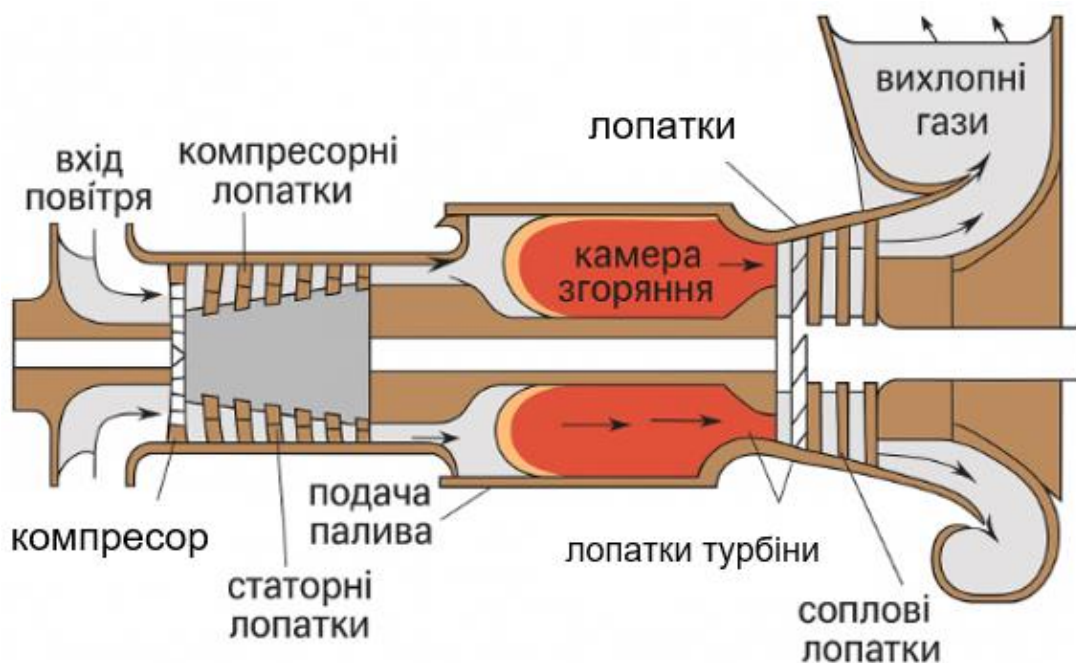


Рисунок 1.1 – Схема газотурбінного двигуна

Робочі лопатки високотемпературних ступенів турбіни працюють в умовах дії трьох груп факторів: механічних навантажень, термічних градієнтів і

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		16

агресивного газового середовища. Механічні навантаження формуються переважно центробіжними силами, зумовленими високою частотою обертання ротора, а також газодинамічним тиском потоку. У сучасних авіаційних двигунах лінійні швидкості на периферії ротора можуть перевищувати 400...500 м/с, що призводить до значних розтягувальних напружень у кореневій частині лопатки [17].

Термічні навантаження пов'язані з високою температурою газів, нерівномірним розподілом температури по довжині та перетину лопатки, а також циклічними змінами режимів роботи двигуна. Навіть за інтенсивного внутрішнього охолодження різниця температур між поверхнею гарячого тракту та охолоджуваною серцевиною може сягати 150...250 °С, що обумовлює значні термічні напруження [16].

Газове середовище містить продукти згоряння палива з домішками сірки, ванадію, натрію, хлору, а також тверді частинки пилу, солей та продуктів зносу, що сприяє високотемпературному окисненню, гарячій корозії, ерозійному зношуванню та відкладенню різноманітних сполук і осаджень на поверхні лопаток і теплозахисних покриттів [18].

Умовно механічні навантаження лопаток можна розглядати як суму квазістатичних та змінних складових. Квазістатична частина представлена центробіжними силами, які діють у напрямку від кореня до периферії та визначають базовий рівень розтягувальних напружень у перерізах. Їх величина прямо пропорційна квадрату кутової швидкості та густині матеріалу лопатки, а також залежить від геометрії профілю [5].

Змінна складова навантажень обумовлена коливаннями лопаток, які збуджуються нерівномірністю потоку, збуреннями від нерівномірності подачі палива, а також взаємодією з вихровими структурами. Розрізняють високоциклову втомну (HCF) та низькоциклову втомну (LCF) пошкоджуваність. Низькоциклова втома пов'язана із зміною режимів роботи двигуна, пусками та зупинками, коли амплітуда напружень є значною, а кількість циклів відносно

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		17

невелика. Високоциклова втома зумовлена вібраціями малої амплітуди, але з дуже великою кількістю циклів, що може призводити до зародження та розвитку тріщин у небезпечних зонах профілю [5, 7].

Також важливим є явище термомеханічної втоми, коли циклічні зміни температури поєднуються зі зміною механічних напружень. У цьому випадку відбувається складна взаємодія повзучості та втоми, що призводить до прискореного накопичення пошкоджень, особливо в зоні кореня і перехідних радіусів, де концентруються напруження.

Порівняльну характеристику основних типів механічних навантажень і пов'язаних пошкоджень наведено в таблиці 1.

Таблиця 1.1 – Основні механічні навантаження та типові пошкодження лопаток ГТД

Тип навантаження	Джерело	Характер напружень	Типові пошкодження	Критичні зони лопатки
Центробіжне	Обертання ротора	Квазістатичне розтягувальне	Повзучість, повзучо-втомне руйнування	Корінь, перехід до хвостовика
Газодинамічне	Тиск і швидкість потоку	Згинальні, крутильні	Втомне розтріскування, локальні деформації	Середня частина пера
Високоциклова втома	Резонансні та фонові вібрації	Змінні малої амплітуди	Мікротріщини, відлам кромки	вихідна кромка, перехідні радіуси
Низькоциклова втома	Пуски/зупинки двигуна	Змінні великої амплітуди	Макротріщини, відшарування покриття	основа, перо, зона охолоджуваних отворів
Термомеханічна втома	Цикли температури, навантажень	Сумарні термо- і механічні напруження	Комбіноване втомно-повзуче руйнування	Перехід «основа – перо», ведуча кромка

1.4. Механізми деградації матеріалу лопаток газотурбінних двигунів

Механізми руйнування лопаток газотурбінних двигунів є комплексом взаємопов'язаних процесів, що розгортаються на мікро-, та макрорівнях під дією високих температур, значних механічних навантажень та агресивного газового середовища. Важливість їхнього аналізу пояснюється тим, що в реальних умовах експлуатації жоден механізм не діє ізольовано: навпаки, деградація виникає внаслідок синергетичної взаємодії повзучості, втоми, корозійно-окиснювальних процесів, руйнування покриттів та зовнішніх чинників. Знання характерних ознак кожного механізму дає змогу правильно інтерпретувати пошкодження, що спостерігаються на експлуатаційних лопатках, та створювати більш точні моделі прогнозування залишкового ресурсу.

Одним із базових механізмів деградації є повзучість, яка проявляється в умовах тривалої дії високих температур і відцентрових навантажень. У нікелевих суперсплавах повзучість відбувається шляхом ковзання та переповзання дислокацій, а також через зародження порожнин на міжфазних границях γ - γ' та карбідах. Висока частка γ' -фази забезпечує стійкість до деформації, однак у процесі тривалої експлуатації γ' -частинки зазнають коарсування, що знижує їхню ефективність як перешкод для руху дислокацій [19]. Додатковим ускладненням є формування топологічно щільно упакованих ТСП-фаз, що спостерігається в сплавах з підвищеним вмістом Re, W або Mo. Випадіння ТСП-фаз виснажує γ -фазу за зміцнювальними елементами й пришвидшує повзуче руйнування, зменшуючи робочий ресурс лопатки.

Поряд із повзучістю ключовим механізмом є низькоциклове та високоциклове втомне руйнування, яке спричиняється механічними й термічними коливаннями навантаження. Низькоциклові деформаційні цикли, характерні для запусків і зупинок двигуна, спричиняють накопичення пластичних деформацій та утворення поверхневих зародків тріщин. У зоні передньої кромки та на перехідних ділянках кореневих частин виникають

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		19

концентрації напружень, які прискорюють втомне мікроруйнування. Високоциклова втома, навпаки, пов'язана з аеродинамічними коливаннями та резонансними явищами, особливо небезпечними для лопаток компресора і проміжних ступенів. Висока частота циклів при підвищеній температурі може призвести до швидкого поширення мікротріщин та зниження жорсткості матеріалу.

Термомеханічна втома (ТМВ) є окремим і надзвичайно важливим механізмом, оскільки поєднує дію температурних градієнтів із циклічними механічними напруженнями. ТМВ проявляється у вигляді послідовного накопичення ушкоджень у поверхневих шарах лопатки, де температура змінюється найшвидше. У цих зонах формуються мікротріщини, що зароджуються внаслідок невідповідності коефіцієнтів теплового розширення γ - та γ' -фаз, а також внаслідок повторних циклів росту й руйнування шару. Особливо небезпечними вважаються ситуації, коли механічні цикли зміщуються відносно температурних циклів, що провокує локалізований характер ушкоджень [19, 20].

Високотемпературне окиснення та гаряча корозія є ще одним домінуючим механізмом деградації. У газовому середовищі турбіни містяться H_2O , CO_2 , SO_x , $NaCl$, а також сульфатні та ванадієві солі, здатні інтенсифікувати корозійні процеси. Гаряча корозія поділяється на тип I (при температурах вище $800\text{ }^\circ\text{C}$) та тип II (у діапазоні $650\dots750\text{ }^\circ\text{C}$). У першому випадку руйнування пов'язане з утворенням низькоплавких сульфатів, які розчиняють захисну оксидну плівку Al_2O_3 , оголюючи метал. У другому випадку корозія відбувається вибірково та спричиняє міжкристалітне розчинення фаз. В обох сценаріях відбувається виснаження підкладки за Al і Cr , що зменшує можливість формування захисного оксиду й робить матеріал чутливим до подальшого окиснення. У багатьох випадках саме гаряча корозія визначає довговічність лопаток у наземних турбінах, які працюють на паливі з підвищеним вмістом сірки та солей.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						20
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Ще одним критичним механізмом є деградація теплозахисних покриттів, які є невід'ємною частиною лопаток сучасних газотурбінних двигунів. Керамічні покриття на основі стабілізованого цирконію створюють температурний бар'єр, що знижує температуру металу на десятки або навіть сотні градусів. Однак пористість і мікротріщинуватість таких покриттів роблять їх чутливими до проникнення розплавів. Склад розплавів (кальцій-магній-алюміній-силікат), що утворюється з пилу, піску та інших частинок, розчиняє шари покриття, змінює мікроструктуру верхнього шару й призводить до його спікання. Після цього керамічний шар втрачає здатність компенсувати термічні напруження, і відшарування стає практично неминучим. Таким чином, відмова часто є першим кроком до деградації підкладки.

Окремим, але важливим механізмом пошкодження є руйнування внаслідок удару сторонніх предметів або твердочастинної ерозії. Краплі, піщинки чи металеві частинки, що потрапляють у газовий потік, можуть створювати локальні вм'ятини на поверхні лопаток. Такі дефекти суттєво зменшують втомну міцність матеріалу, оскільки деформація концентратора напружень пришвидшує зародження тріщин. У гарячих зонах турбіни ерозія діє додатково до окиснення, спричиняючи оголення підкладки та прискорене руйнування. Це особливо актуально для двигунів, що працюють у пустельних регіонах або в умовах підвищеної запиленості.

Усі перелічені механізми діють одночасно, утворюючи складні сценарії деградації, у яких домінуючий механізм може змінюватися залежно від етапу експлуатації, режиму роботи та локальних особливостей матеріалу. Тому точна ідентифікація процесів руйнування є необхідною умовою розроблення моделей прогнозування ресурсу і створення нових матеріалів та покриттів, що матимуть підвищену стійкість до цих факторів.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						21
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

1.5. Мікроструктурна еволюція матеріалів лопаток під час експлуатації

Мікроструктурна стабільність є ключовим чинником довговічності лопаток газотурбінних двигунів, оскільки їхня робота відбувається при напруженнях і температурах, що наближаються до меж термодинамічної стійкості металу та покриттів. Еволюція мікроструктури у процесі тривалої експлуатації визначає зміну механічних властивостей, здатність протистояти повзучості, втомі та корозійно-окиснювальним процесам, а також формує передумови для зародження та розвитку тріщин. Для нікелевих суперсплавів, що становлять основу сучасних лопаток першої та другої ступенів турбіни, характерним є комплекс взаємопов'язаних процесів – укрупнення γ' -фази, дифузійне перегрупування легувальних елементів, формування топологічно щільноупакованих ТСР-фаз, розкладання карбідів, ріст оксидних шарів та деградація під дією газового середовища.

Одним із домінантних механізмів мікроструктурної еволюції є укрупнення γ' -фази, яке виникає внаслідок довготривалої дії температур, що сягають 950...1100 °С. Зміцнювальна γ' -фаза у вигляді частинок $Ni_3(Al,Ti,Ta)$ забезпечує опір руху дислокацій та повзучості, однак за високих температур атомна дифузія стає достатньо активною, щоб сприяти перерозподілу легувальних елементів, розчиненню дрібних частинок та росту великих. Унаслідок цього спостерігається зменшення ефективності γ' як зміцнювального елемента, падіння опору повзучості та зростання схильності до локалізованої пластичності. Кінетика укрупнення залежить від хімічного складу сплаву, об'ємної частки γ' та температури експлуатації, а також від наявності додаткових фаз, що обмежують дифузію певних елементів.

Важливим проявом високотемпературної еволюції γ' є рафтинг – упорядкована орієнтація γ' -частинок у напрямку дії максимальних напружень, що формується під час тривалого навантаження. Для нікелевих монокристалічних сплавів з орієнтацією $\langle 001 \rangle$ рафтинг може відбуватися за

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						22
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

схемою N- або P-типу залежно від співвідношення пружних модулів γ - та γ' -фаз. У результаті γ' набуває пластинчастої морфології, а γ -канали між пластинами стають каналами для руху дислокацій, що змінює механічну поведінку сплаву. За певних умов рафтинг може підвищувати повзучість, однак у більшості випадків він призводить до втрати когерентності γ - γ' , зниження опору деформації та прискореного поширення тріщин.

Тривала експлуатація також сприяє утворенню ТСП-фаз – інтерметалідів типу σ , μ та P , які формуються через пересиченість γ -фази важкими елементами Re, W, Mo та Cr. Випадіння ТСП-фаз відбувається за підвищених температур і тривалих часів та є небажаним явищем, оскільки ці фази мають крихку структуру та позбавляють матрицю критично важливих зміцнювальних елементів. Утворення ТСП-фаз у монокристалічних сплавах третього та четвертого поколінь із високим умістом Re є однією з головних причин мікроструктурної деградації, що знижує повзучість і скорочує ресурс лопаток.

Значущим аспектом мікроструктурної еволюції є розкладання карбідів і перерозподіл легувальних елементів на міжкристалітних або міжфазних границях. Карбіди типу MC (Nb/Ti/Ta) є стабільними при литті, однак у процесі експлуатації вони здатні розкладатися з утворенням $M_{23}C_6$ на границях фаз. Такий перехід супроводжується утворенням хімічних неоднорідностей та підвищенням схильності до міжкристалітного руйнування, особливо в умовах гарячої корозії або термомеханічної втоми. Карбіди M_6C , що утворюються внаслідок тривалого нагрівання, також змінюють локальну морфологію та можуть служити джерелами зародження порожнин.

Паралельно відбувається ріст оксидного шару на поверхні матеріалу, що складається головним чином із Al_2O_3 , є нормальним явищем для захисних покриттів, проте його надмірне зростання або утворення нещільних оксидів Cr_2O_3 , TiO_2 або складних змішаних оксидів може порушувати цілісність покриття та призводити до спікання, розтріскування або відшарування. У зонах з підвищеними температурами або нерівномірними термічними циклами TGO-

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		23

шар зазнає термічних напружень, що створює передумови для мікротріщин і розшаровувань. У випадку проникнення CMAS-розплаву оксидний шар стає нестабільним та інтенсивно руйнується, спричиняючи оголення підкладки і прискорене окиснення сплаву.

Мікроструктурна еволюція також охоплює дифузійне переміщення елементів між покриттям і підкладкою. У дифузійних покриттях на основі β -NiAl відбувається виснаження Al, що знижує здатність покриття формувати захисний оксид Al_2O_3 . У MCrAlY-покриттях (де M прирівнюється Ni/Co) коарсування фаз і утворення порожнин також зменшують їхню ефективність. Ці процеси особливо виражені при тривалій експлуатації у середовищах із вмістом агресивних солей, які пришвидшують деградацію оксидних шарів і змінюють мікроструктуру покриття.

Усі описані механізми взаємодіють між собою, створюючи комплексну картину деградації матеріалу лопаток. Укрупнення γ' , рафтинг, TCP-фази, деградація карбідів і оксидів, дифузійні процеси та хімічні впливи разом визначають кінцевий ресурс деталі. Мікроструктурний аналіз експлуатаційних лопаток є інформативним інструментом для оцінювання причини пошкоджень, прогнозування довговічності та розроблення нових, більш термостійких і корозійностійких сплавів.

1.6. Висновки та практичні рекомендації

Проведений у розділі комплексний теоретичний аналіз засвідчив, що довговічність і надійність лопаток газотурбінних двигунів визначається широким спектром експлуатаційних, конструкційних та матеріалознавчих факторів. Лопатки є найбільш термічно та механічно навантаженими елементами турбіни, а тому будь-які зміни у їхній мікроструктурі або в характеристиках робочого середовища мають безпосередній вплив на довговічність двигуна та безпеку його роботи. Розгляд будови газотурбінних установок, фізичних

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						24
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

принципів роботи турбіни та окреслення умов експлуатації лопаток дозволяють зрозуміти роль системи охолодження й захисних покриттів як невід'ємних компонентів конструкції.

Механізми руйнування лопаток мають комплексний характер. Повзучість, низькоциклове та високоциклове втомне руйнування, термомеханічна втома, високотемпературне окиснення, гаряча корозія та деградація теплозахисних покриттів формують взаємопов'язану систему. У більшості експлуатаційних випадків домінує не один механізм, а їхня комбінація, що значно ускладнює прогнозування ресурсу та діагностику пошкоджень. Однією з найкритичніших загроз виявляється проникнення рідких фаз та багатокомпонентних агресивних середовищ у керамічні ТВС, що здатні ініціювати швидке руйнування покриттів та оголення підкладки.

Загалом отримані теоретичні результати дозволяють стверджувати, що довговічність лопаток визначається не лише властивостями матеріалу, але й складністю експлуатаційних режимів, які включають значні температурні градієнти, високі відцентрові навантаження, нестабільність хімічного складу робочого середовища та циклічні зміни умов роботи двигуна. Будь-які зміни в одному з цих факторів здатні спричинити каскад деградаційних процесів.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						25
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

РОЗДІЛ 2

ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ТА ЧИННИКИ ВПЛИВУ НА НЬОГО

2.1. Вплив обробки на стійкість до руйнування жароміцних сталей та сплавів

Жароміцні сталі та сплави характеризуються здатністю зберігати механічні властивості в умовах тривалого впливу високих температур, циклічних навантажень та окислювального середовища. Формування їх структури значною мірою визначається обраною технологією обробки, яка регулює розмір зерна, характер дисперсних фаз, стабільність твердого розчину та ступінь напруженого стану. Теплова та термомеханічна обробка спрямована на оптимізацію фазового складу, що забезпечує підвищення опору повзучості, тривалої міцності та опору зародженню і поширенню тріщин.

Найбільш поширені механізми зміцнення включають твердорозчинне зміцнення елементами легування, утворення дисперсних інтерметалідних фаз типу γ' та γ'' у нікелевих суперсплавах, а також дисперсію карбідів та нітридів у високолегованих мартенситних сталях. Регулювання цих фаз здійснюється через контрольоване гартування, старіння та деформаційно-термічні режими. Збільшення частки стабільних нанорозмірних виділень сприяє уповільненню дислокаційного ковзання та підвищенню опору руйнуванню.

Висока чутливість жароміцних матеріалів до термічних циклів визначає важливість мінімізації термічних напружень. Неправильно підібраний режим охолодження може призвести до крихкого міжзеренного руйнування через утворення карбідів по межах зерен. Тому оптимізація швидкості охолодження та гомогенізаційний відпал відіграють ключову роль у забезпеченні стійкості до руйнування.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		26



Рисунок 2.1 – Схема впливу обробки на механізми зміцнення

Сучасні технології, зокрема селективне лазерне плавлення та спрямована кристалізація, дозволяють отримувати монокристалічні та колонні структури з мінімальною кількістю меж зерен, що значно підвищує опір утворенню тріщин при високих температурах. У традиційних полікристалічних сплавах механізм руйнування часто ініціюється на границях зерен, тоді як монокристалічні сплави демонструють вищу тривалу міцність через відсутність цього структурного слабкого місця.

2.2. Основні характеристики зламів сплавів

Характер зламу є ключовим джерелом інформації про механізм руйнування та експлуатаційні умови, за яких відбулося пошкодження. Макроструктурний та мікроструктурний аналіз поверхні дозволяє визначити тип руйнування, його швидкість, домінуючі процеси та можливі технологічні дефекти. Для жароміцних сталей та сплавів найбільш поширеними є в'язкий, крихкий, змішаний та повзучий типи зламу.

Приклади зображень крихкого руйнування можна спостерігати на рисунку 2.2.

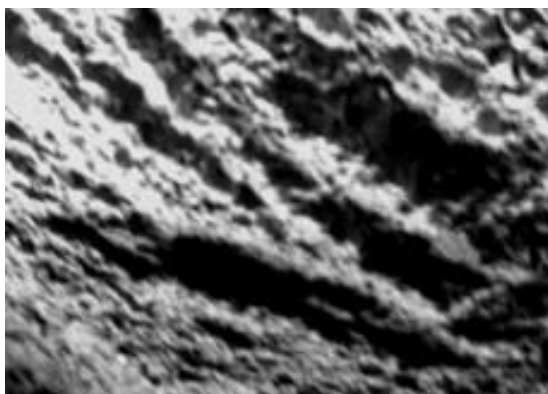
В'язкий злам характеризується пластичною деформацією перед руйнуванням, наявністю ямкової структури та значним поглинанням енергії. Поверхня має волокнисту будову, а деформація концентрується в зоні локального звуження. Такий характер руйнування притаманний матеріалам із високою пластичністю та у випадках, коли температура сприяє активації ковзання та перетікання дислокацій.

В'язке руйнування характеризується інтенсивною пластичною деформацією, тобто суттєвою зміною форми перед руйнуванням. Енерговитрати на таке руйнування значні, оскільки матеріал здатний поглинати помітну частину механічної енергії шляхом деформаційного перерозподілу.

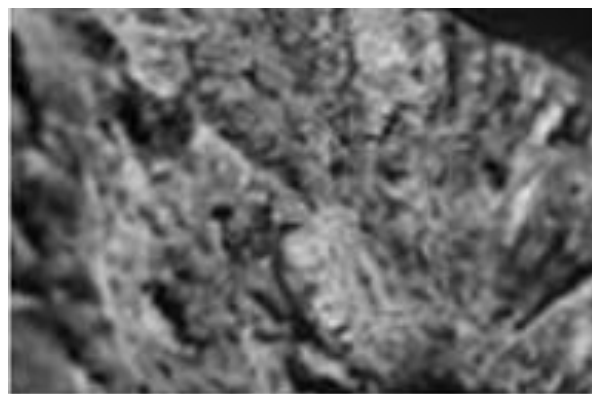
Тріщина за умов в'язкого руйнування зазвичай зароджується у місцях концентрації напружень, зокрема на кордонах із неметалевими включеннями, та має вигляд округлих порожнин. Поверхня в'язкого зламу не має характерного металевого блиску, оскільки відзначається складним рельєфом із численними ямками та борознами; такий злам прийнято називати волокнистим.

Поширення тріщини під час в'язкого руйнування відбувається порівняно повільно, оскільки швидкість її розвитку обмежується можливістю матеріалу до пластичної деформації.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		28



а



б

Рисунок 2.2 – Приклади крихкого руйнування:

а – $\times 30$; б – $\times 80$

Крихкий злам визначається відсутністю суттєвої деформації та переважно транскристалітним або міжкристалітним характером. На поверхні спостерігаються плоскі фасетки, річкові структури, характерні для руйнування за кристалографічними площинами. У жароміцних матеріалах крихке руйнування часто пов'язане з перенавантаженням, швидким охолодженням, деградацією структури або утворенням карбідних плівок по межах зерен.

Морфологія крихкого руйнування істотно відрізняється від в'язкого й характеризується кількома ключовими ознаками. Крихке руйнування не супроводжується зовнішньо помітною пластичною деформацією або зміною форми виробу, через що початок такого процесу візуально виявити складно. Для нього характерні надзвичайно малі витрати енергії на розвиток тріщини.

Швидкість поширення крихкої тріщини є дуже високою й може наближатися до швидкості звуку в металі. Тріщини часто мають клиноподібний або гострокутний характер. Поширення може відбуватися як по межах зерен – у такому разі руйнування називають міжкристалітним, так і через зерна, що відповідає транскристалітному механізму.

Поверхня крихкого зламу складається з набору гладких, плоскогранних ділянок, що формуються вздовж кристалографічних площин. Це зумовлює добру здатність такої поверхні відбивати світло, унаслідок чого крихкі злами мають характерний блиск.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		29

Злам унаслідок повзучості проявляється у вигляді міжзеренного руйнування, на поверхні з'являються пори, мікротріщини та оксидні плівки. Для нього характерна повільна швидкість накопичення пошкоджень, що пов'язана з дифузійним рухом атомів та термоактивованим ковзанням дислокацій. На фінальній стадії повзучості злам має змішану природу, поєднуючи ознаки в'язкого та міжзеренного руйнування.

Особливості утворення та причини виникнення різних типів зламів відображено у таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Порівняльні характеристики основних типів зламів

Тип зламу	Мікроструктурні ознаки	Умови виникнення	Діагностичні критерії
В'язкий	Ямки, пори, значна деформація	Висока пластичність, температура	Волокнистість, шийка
Крихкий транскристалітний	Фасетки, річкові структури	Низька температура, перенавантаження	Плоскі блискучі зернисті ділянки
Крихкий міжкристалітний	Тріщини по межах зерен, плівки карбідів	Перегрів, старіння, корозія	Суцільний малюнок міжзеренного руйнування
Повзучий	Пори, мікротріщини між зернами	Температура більше 0,5 Тпл, тривале навантаження	Плавні контури тріщин, оксидні плівки

2.3. Етапи руйнування

Руйнування металу відбувається послідовно та охоплює кілька стадій.

Перший етап – зародження мікротріщин у локальних концентраторах напружень.

У жароміцних сталях і нікелевих суперсплавах мікротріщини майже ніколи не виникають у «ідеальній» однорідній матриці. Вони зароджуються в зонах локальної концентрації напружень, до яких належать:

- межі зерен і дендритні межі;
- карбіди, бориди, інтерметаліди ($M_{23}C_6$, M_6C , Laves, TCP-фази);
- неметалеві включення й пори;
- границя покриття-основа (для лопаток з дифузійними покриттями).

У Ni-сплавах при повзучості високі температури активують дифузію вакансій і елементів до меж зерен. Уздовж цих меж формуються каверни (порожнини) – мікроскопічні об'єми розшарування, які є безпосередніми попередниками мікротріщин.

За циклічних навантажень домінують інші механізми:

- локалізація ковзання в смугах ковзання γ -матриці;
- екструзії / інструзії на поверхні;
- окиснення та крихкість поверхневих шарів.

Другий етап – поступовий, відносно стабільний розвиток тріщини. Етап відносно стабільного розвитку тріщини є проміжною стадією між її зародженням та неконтрольованим критичним розкриттям. На цьому етапі тріщина вже сформована як макроскопічний дефект, однак її поширення не є миттєвим і цілковито залежить від умов навантаження, швидкості деформації, температури та структури матеріалу. Такий режим зростання тріщини характерний для більшості конструкційних та жароміцних сплавів під час роботи в широкому діапазоні температур.

У стабільній стадії фронт тріщини просувається повільно та передбачувано, часто з квазістатичною швидкістю. Розвиток дефекту контролюється балансом між зовнішнім навантаженням та опором матеріалу, що зумовлений його пластичністю, наявністю зміцнювальних фаз та морфологією мікроструктури. У сплавах Ni-бази цей процес часто супроводжується локальним ковзанням, утворенням мікропорожнин, відривом частинок γ' чи γ''

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						31
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

на межах фаз, що знижує локальну міцність і сприяє інкрементальному наростанню тріщини.

У жароміцних сталях у цьому режимі може спостерігатися міжзернове або транскристалітне поширення тріщини залежно від умов. При помірних температурах через пластичний перерозподіл напружень тріщина здатна частково змінювати напрям, розгалужуватися або переходити з межі зерен на тіло зерна. У випадку повзучості стабільний ріст реалізується через повільне об'єднання каверн на межах зерен; це характерно для сплавів системи Ni-Cr-Co-Mo, де дифузійні процеси визначають швидкість поширення дефекту.

Важливою ознакою цієї стадії є те, що для подальшого росту тріщини матеріал потребує підведення механічної енергії. Її просування можливе лише за умови, що зовнішнє навантаження або локальна концентрація напружень перевищують опір мікроструктури. У цьому режимі також активно діють механізми релаксації напружень – утворення дислокаційних структур, локальної пластичності, сегрегації елементів, що певною мірою стримують ріст дефекту.

Відносно стабільний розвиток тріщини – це керований, енергозалежний процес, під час якого матеріал ще здатен чинити опір руйнуванню. Саме цей етап визначає тривалість безпечної роботи виробу та дозволяє прогнозувати залишковий ресурс деталей з жароміцних матеріалів.

Третій етап – швидке поширення тріщини по всьому перерізу матеріалу, що відповідає статичному або закритичному її розвитку.

Коли тріщина досягає критичної довжини або коли напруження перевищує граничні можливості матеріалу, процес переходить у стадію нестабільного (катастрофічного) розвитку. У цьому режимі подальше зростання тріщини не потребує додаткової енергії ззовні. Енергія пружної деформації, накопичена в матеріалі, стає достатньою для майже миттєвого розриву всього перерізу.

Поширення тріщини набуває надзвичайно високої швидкості, яка для металів може досягати значної частки швидкості звуку. Фронт руйнування рухається по всьому перерізу деталі, не зустрічаючи помітного опору. Такий тип

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						32
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

розвитку характерний для крихких та міжкристалітних зламів при низьких температурах, а також для деградованих жароміцних сплавів з ослабленими межами зерен або зонами з коагульованими карбідами.

Ця стадія має катастрофічний характер, оскільки матеріал миттєво втрачає несучу здатність, а сам процес є некерованим.

Перші дві стадії потребують підведення зовнішньої енергії, тому розкриття тріщини на цьому етапі відбувається відносно повільно й може контролюватися.

На третій стадії додаткова енергія практично не потрібна – тріщина поширюється дуже швидко, майже миттєво, що призводить до різкої втрати несучої здатності виробу.



Рисунок 2.2 – Порівняння ознак розвитку тріщин на другому та третьому етапі

Руйнування металів, зокрема жароміцних сталей і нікелевих суперсплавів, є складним процесом, який визначається поєднанням механічних властивостей матеріалу та структурних чинників. Формування тріщини і її подальший розвиток залежать від граничної пластичності металу, що визначає здатність

матеріалу до технологічної деформації, а також від його несучої здатності, яка визначає, наскільки довго матеріал може опиратися зовнішнім навантаженням без втрати цілісності.

Чим більшим є опір металу пластичній деформації, тим суттєвіше саме несуча здатність впливає на характер та швидкість руйнування. На ранніх етапах утворення тріщини матеріал ще здатний чинити опір прикладеним навантаженням, тому процес її зародження та початкового росту не є миттєвою катастрофою і може бути контрольованим.

Морфологія процесу руйнування визначається цілою низкою параметрів. До них належать наявність або відсутність макродеформацій, кількість енергії, необхідної для розвитку тріщини, локалізація її зародження, швидкість поширення та характер зламу. Сукупність цих ознак дозволяє ідентифікувати механізм руйнування та оцінити умови, за яких він відбувся.

2.4. Визначення типу руйнування за поверхнею зламу

Одним із найінформативніших способів аналізу процесів руйнування є дослідження поверхні зламу. Фрактографія дає можливість встановити тип руйнування – в'язкий, крихкий або змішаний – залежно від характерних структурних ознак. В'язке руйнування супроводжується значною пластичною деформацією, що проявляється у видовженні чи розтягненні матеріалу перед розривом [23, 24]. На відміну від нього, крихке руйнування відбувається переважно без пластичної деформації, а швидкість поширення тріщини є надзвичайно високою.

Для в'язкого руйнування характерна інтенсивна локальна деформація та розвиток мікропорожнин, які згодом зливаються у макротріщину. У випадку крихкого руйнування поверхня зламу містить фасетки або міжзернові розриви, які свідчать про руйнування вздовж кристалографічних площин або меж зерен.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						34
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Фрактографічні ознаки міжкристалітного руйнування. На поверхні зламу міжкристалітне руйнування проявляється такими ознаками:

- виразні контури зерен, що повторюють їх полігональну форму;
- відсутність ямкової структури, характерної для в'язкого руйнування;
- наявність плівок оксидів або карбідів по межах зерен;
- локальні зміщення або сходинки, що свідчать про ковзання меж;
- чітка зеренна мозаїка, яку легко розпізнати під SEM.

Такі ознаки дозволяють швидко ідентифікувати інтеркристалітний характер руйнування навіть без детального хімічного аналізу.

Жароміцні ливарні сплави ЖС6К, ЖС26, ЕП742 – під час тривалої роботи в умовах ГТД відбувається деградація меж зерен та накопичення пор. Inconel 718 після тривалої експозиції більше 650 °С схильний до міжкристалітного руйнування через виділення Cr-карбідів $M_{23}C_6$. Аустенітні сталі типу 12X18H10T та 08X18H10 можуть руйнуватися міжкристалітно внаслідок випадіння Cr-карбідів.

З погляду фрактографії поверхня стабільного росту тріщини часто демонструє волокнисту, ямкову або мікропористу структуру в залежності від температури та режиму навантаження. При циклічних навантаженнях (втома) видно характерні striations – смуги росту тріщини, що відображають приріст за один цикл. Для жароміцних Ni-сплавів ці смуги часто асоційовані з послідовним руйнуванням каналів γ -матриці між частинками γ' .

Таким чином, аналіз зламу дозволяє не лише класифікувати тип руйнування, але й визначити причини його виникнення та оцінити робочі умови матеріалу.

2.5. Міжкристалітне руйнування

Міжкристалітне руйнування (інтеркристалітне) є одним з найнебезпечніших типів руйнування конструкційних металів, зокрема

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		35

жароміцних сталей та нікелевих суперсплавів. Його характерною ознакою є поширення тріщини вздовж меж зерен, а не по їх об'єму. Це зумовлює значну чутливість матеріалу до структурної неоднорідності, концентрації домішок, хімічної деградації та термічної історії експлуатації.

Структурні передумови міжкристалітного руйнування. Межі зерен є областями з підвищеною енергією і порівняно слабкою зв'язністю атомів, що робить їх природними шляхами найменшого опору для тріщини. Схильність до міжкристалітного руйнування різко зростає, якщо вздовж меж зерен відбувається:

- виділення карбідів та боридів (наприклад, $M_{23}C_6$, M_6C у жароміцних сталях 15X12ВНМФ, ЕП742);
- виникнення зон розчинення або збіднення легувальних елементів (Cr, Mo, Ti, Nb у Ni-сплавах);
- накопичення фосфору, сірки, домішок та неметалевих включень;
- утворення оксидних або сульфідних плівок під час високотемпературної корозії;
- коагуляція та ріст зміцнювальних фаз γ' , γ'' у нікелевих суперсплавах при перевищенні робочої температури.

Ці явища знижують когезійну міцність меж зерен, роблячи їх вразливими до зародження та розвитку тріщин під навантаженням.

Механізм розвитку міжкристалітної тріщини теж складні. Міжкристалітна тріщина, на відміну від транскристалітної, не перетинає зерна, а огинає їх, повторюючи конфігурацію зеренної структури. Процес розвивається у кілька стадій. Спочатку проходить зародження мікропорожнин уздовж меж зерен у місцях локального послаблення зв'язків. Далі йде конусне або клиноподібне розкриття межі зерен, часто супроводжуване локальним розривом карбідних ланцюжків. Наступним етапом є злиття мікропорожнин у макротріщину, яка поширюється вздовж міжзеренного простору. І наприкінці – розповзання

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		36

тріщини по суміжних межах зерен, що призводить до швидкої втрати несучої здатності.

У випадку жароміцних сплавів за температур вище 800...900 °С міжкристалітний механізм часто поєднується із процесами повзучості, коли тріщина розвивається повільно, але невпинно, спричиняючи накопичення пор, що згодом переходять у критичний дефект.

Вплив температури на навантаження відіграє ключову роль у розвитку і поширенні процесу руйнування. Міжкристалітне руйнування особливо характерне для умов:

- високої температури експлуатації, коли легувальні елементи дифундують до меж зерен, змінюючи їх властивості;
- тривалих навантажень, що сприяють повзучій деформації;
- циклінгу температури, який провокує термоструктурну деградацію та втому меж зерен.

У нікелевих суперсплавах (Inconel 718, René 80, CMSX-4) за таких умов може спостерігатися міждендритне руйнування, яке є аналогом міжкристалітного, але розвивається вздовж дендритних меж.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						37
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

РОЗДІЛ 3 ДОСЛІДНА ЧАСТИНА

3.1. Характеристика об'єкту дослідження

Об'єктом дослідження в моїй роботі є робоча лопатка турбіни авіаційного газотурбінного двигуна, виготовлена з жароміцного нікелевого суперсплаву Inconel 718 (стандарти AMS 5662, AMS 5663; ASTM B637). Матеріал належить до групи дисперсійно-зміцнених сплавів на основі γ -матриці Ni-Cr-Fe з інтерметалідним зміцненням фазами γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$) та γ'' (Ni_3Nb). Завдяки поєднанню високої міцності, повзучої стійкості та корозійної інертності при температурах до 700...750 °C цей сплав є одним із найбільш застосовуваних матеріалів для виготовлення лопаток, дисків і елементів гарячої частини авіадвигунів [12].

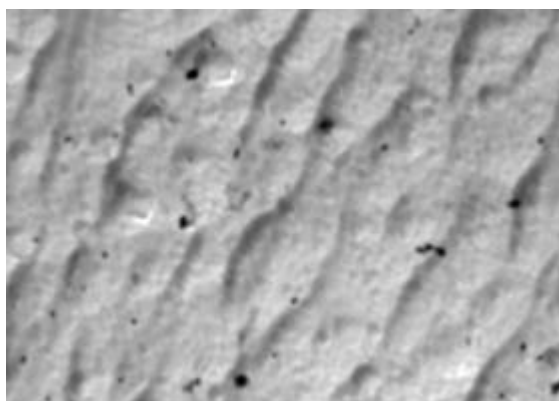
Лопатка під час експлуатації зазнає дії інтенсивного високотемпературного газового потоку, циклічних термонавантажень, значних відцентрових сил, вібрацій та локальних градієнтів температури. Такі умови вимагають від матеріалу високу стабільність мікроструктури, опір зародженню та розвитку тріщин, здатність працювати під довготривалим навантаженням у режимі повзучості та забезпечувати ресурс деталі в умовах багаторазових температурних циклів.

Матеріал лопатки пройшов стандартний цикл термічної обробки для нікелевих суперсплавів, що включає відпал при 950...980 °C із подальшим подвійним старінням (близько 720 °C та 620 °C). Після лиття структура складається з великої кількості дендритів, зображена на рисунку 3.1 – структура після ТО. На етапі розчинного відпалу відбувається гомогенізація матриці γ -фази, розчинення карбідів NbC частково по межах зерен та підготовка структури до інтенсивного дисперсійного зміцнення. Під час старіння формується збалансована мікроструктура з нанорозмірними частками γ' - та γ'' -фаз, що

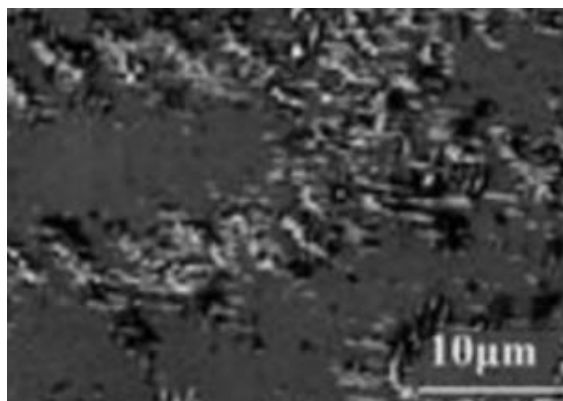
					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						38
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

визначають основні механічні властивості сплаву, особливо в умовах високотемпературної втоми та повзучості.

Мікроструктура після старіння зазвичай характеризується γ -матрицею з ГЦК-граткою, стабільною у всьому робочому діапазоні температур; дисперсними когерентними частками γ' та γ'' , рівномірно розподіленими в об'ємі зерен; карбідами NbC та $M_{23}C_6$ уздовж меж зерен, які стабілізують структуру і підвищують стійкість проти міжкристалітного руйнування; низькою швидкістю рекристалізації та структурної деградації при тривалій роботі.



а



б

Рисунок 3.1 – Мікроструктура сплаву Inconel 718 після ТО (а) та після старіння протягом 16 год (б)

Така мікроструктура забезпечує унікальне поєднання високої міцності (до 1200 МПа при кімнатній температурі), стабільності характеристик при 650...700 °С та високого опору повзучості. Важливою особливістю Inconel 718 є збереження пластичності та ударної в'язкості навіть після тривалого термовпливу, що суттєво підвищує ресурс лопаток і зменшує ймовірність крихкого руйнування.

Вибір матеріалу Inconel 718 для лопаток ГТД обґрунтований такими характеристиками:

- висока жароміцність і повзуча стійкість,
- висока стійкість до втоми та термоциклічної деградації,
- корозійна інертність і окалиностійкість,

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		39

- стабільність мікроструктури впродовж тривалого ресурсу,
- висока технологічність.

Дисперсійне зміцнення γ' -/ γ'' -фазами забезпечує значно вищу жаротривкість порівняно зі сталями мартенситного класу, що дозволяє експлуатувати лопатку в умовах підвищених температур без різкого зниження міцності.

Нанорозмірні інтерметалідні фази уповільнюють рух дислокацій та стабілізують субструктуру при циклічних навантаженнях.

Завдяки високому вмісту Cr, Nb та Mo на поверхні утворюється щільна оксидна плівка, що захищає матеріал у середовищі продуктів згоряння.

γ -фаза не зазнає фазових перетворень при нагрівах, що виключає крихкі структурні переходи, типові для сталей.

Сплав придатний для точного лиття, ізотермічного кування та адитивного виготовлення (SLM/EBM), що дає змогу формувати складні геометрії турбінних лопаток.

Лопатка турбіни з нікелевого суперсплаву Inconel 718 – є одним з елементів високотемпературної конструкції, що працює у складних комбінованих умовах механічних та термічних навантажень. Завдяки дисперсійно зміцненій структурі та стабільності механічних властивостей сплав забезпечує тривалий ресурс і високу надійність авіаційного газотурбінного двигуна.

3.2. Методи дослідження мікроструктури

Вивчення мікро- та наноструктури жароміцних нікелевих суперсплавів, зокрема Inconel 718, потребує застосування високороздільних методів аналізу, здатних забезпечити візуалізацію дисперсних зміцнювальних фаз (γ' , γ''), карбідів, δ -фази, а також дефектів кристалічної будови. Дослідження мікроструктури матеріалів за допомогою растрового електронного мікроскопа ґрунтується на реєстрації сигналів, які виникають при взаємодії сфокусованого

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						40
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

електронного пучка з поверхнею зразка. Метод дозволяє отримувати високопросторові зображення та виявляти морфологічні особливості металів і сплавів, включаючи форму, розмір та розподіл зерен, наявність пор, карбідів, інтерметалідів та інших мікроструктурних складових. Простота експлуатації базових моделей РЕМ робить їх поширеним інструментом у навчальних та дослідницьких лабораторіях, де вони забезпечують достатню роздільну здатність для аналізу структур, що формуються внаслідок термічної обробки.



Рисунок 3.2 – Загальний вигляд растрового електронного мікроскопа РЕМ-106И

Підготовка зразків для РЕМ передбачає створення якісної поверхні шляхом шліфування та полірування, що забезпечує відсутність механічних дефектів, здатних спотворювати контраст. На відміну від трансмісійних методів, дослідження у растровому електронному мікроскопі здійснюється за рахунок відбитих і вторинних електронів, що дозволяє отримувати інформацію про рельєф і локальні відмінності складу. Зміна режимів прискорювальної напруги дає змогу варіювати глибину проникнення електронів і таким чином одержувати додаткову інформацію щодо підповерхневих зон.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						41
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

РЕМ широко застосовується під час аналізу мікроструктур після відпалу, загартування або старіння, оскільки різні режими термічної обробки формують характерний морфологічний стан. Спостереження дозволяє встановлювати кореляцію між мікроструктурою та властивостями матеріалу, що є ключовим етапом у контролі якості та виборі оптимальних технологічних параметрів. Отримані зображення слугують основою для подальшого кількісного аналізу, такого як визначення розміру зерен або об'ємної частки зміцнювальних фаз, що забезпечує об'єктивність оцінки структурних змін і сприяє формуванню практичних навичок у студентів у сфері матеріалознавчих досліджень.

Типові мікроструктури, що досліджуються за допомогою РЕМ, включають зернисті структури після відпалу, мартенситні голки після загартування, дисперсні частинки зміцнювальних фаз після старіння, а також карбідні скупчення або евтектичні колонії у литих сплавах. Кожна з них характеризується специфічним рельєфом і контрастом, що дозволяє встановлювати взаємозв'язок між морфологією та механічними властивостями.

Підготовка зразків. Зразок вирізають із досліджуваної деталі (лопатки, зразка для випробувань) так, щоб площа шліфа була перпендикулярна або паралельна до напрямку навантаження, залежно від завдання. Поверхню зразка послідовно шліфують на абразивному папері зі зменшенням зернистості, після чого полірують на повстяному колі до дзеркального блиску. Для виявлення структури проводять хімічне травлення відповідним реактивом.

Проведення дослідження. Зразок закріплюють на столику мікроскопа й вводять у робочу камеру. Після відкачування повітря обирають режим роботи (звичайно 10...20 кВ), встановлюють потрібне збільшення та фокусування. У режимі вторинних електронів (SE) вивчають топографію і морфологію мікроструктури: форму зерен, пластинчасті або голчасті фази, розподіл карбідів. У режимі відбитих електронів (BSE) аналізують контраст за атомним номером, що дозволяє розрізнити фази з різним вмістом легувальних елементів. За потреби використовують енергодисперсійну спектроскопію (EDS) для локального

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						42
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

аналізу хімічного складу в обраних ділянках. Отримані зображення зберігають як мікрофотографії з зазначенням збільшення та масштабу.

3.3. Фрактографічні дослідження

Фрактографічне дослідження на растровому електронному мікроскопі (РЕМ) застосовується для аналізу характеру руйнування матеріалів і встановлення механізмів, що спричинили появу тріщин. Метод ґрунтується на вивченні морфологічних ознак поверхні зламу, які формуються внаслідок взаємодії напружень, мікроструктури й умов навантаження. РЕМ забезпечує достатню роздільну здатність для спостереження мікрорельєфу, що включає ямки в'язкого руйнування, площини крихкого відколу, вторинні тріщини, зони зародження руйнування та напрямок подальшого поширення тріщини [22, 23].

Фрактографічний аналіз дає змогу встановлювати тип руйнування. В'язкий злам визначається наявністю округлих ямок, які утворюються внаслідок зародження та коалесценції мікропорожнин. Крихке руйнування характеризується гладкими площинами відколу з річковими візерунками, що вказують на напрямок руху тріщини. У випадку втомного руйнування поверхня містить зони пошарового поширення тріщини та плями зародження, які дозволяють оцінити періодичність навантаження й інтенсивність накопичення пошкоджень. Аналіз таких ознак сприяє розумінню взаємозв'язку між експлуатаційними умовами, структурою матеріалу та його довговічністю.

Результати фрактографії широко використовуються для діагностики відмов деталей, оцінки якості термічної обробки й оптимізації технологій виготовлення, оскільки поверхня зламу містить повну історію розвитку пошкоджень.

Фрактографічні дослідження є важливою складовою аналізу механізмів руйнування конструкційних матеріалів, зокрема жароміцних сплавів, що працюють у складних умовах експлуатації. Фрактографічні дослідження

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						43
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

проводять для встановлення механізму руйнування матеріалу (в'язке, крихке, втомне, міжкристалітне, повзуче).

Підготовка зразків для фрактографії потребує мінімальної механічної обробки, оскільки поверхня зламу повинна залишатися у природному стані. Зразок очищують від можливих забруднень, після чого встановлюють у камеру мікроскопа. Зразок лише очищають від пилу, мастил і корозійних продуктів у ультразвуковій ванні у спирті або ацетоні, після чого висушують у струмені повітря. За необхідності наносять тонкий провідний шар для запобігання зарядженню. Використання низьких прискорювальних напруг дозволяє уникати заряду та отримувати стабільний контраст, особливо при аналізі неметалевих або ламких матеріалів. Під час спостереження оператор послідовно досліджує загальний вигляд зламу з поступовим переходом до локальних ділянок, де ідентифікують характерні елементи, що відображають процеси зародження та росту тріщини.

Зразок встановлюють у камеру мікроскопа, обирають прискорюючу напругу (зазвичай 10...15 кВ) та мале збільшення для огляду. Спочатку визначають зону зародження тріщини та загальний напрямок її поширення. Далі при більших збільшеннях аналізують локальні ділянки зламу.

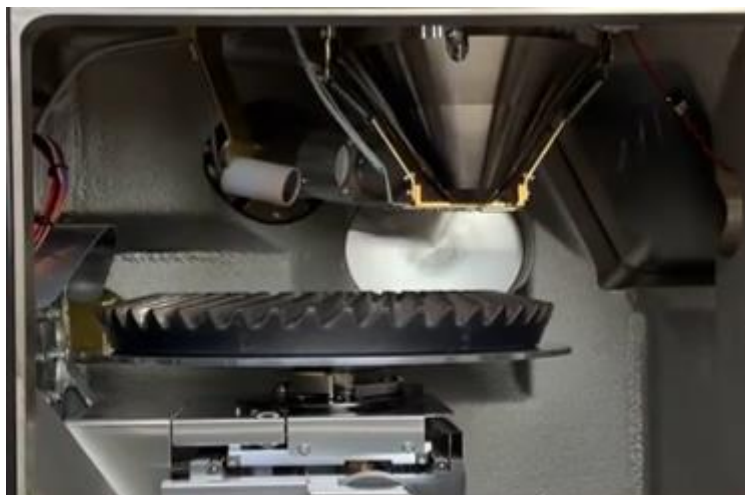


Рисунок 3.3. – Розташування зразка в камері мікроскопа

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		44

За наявністю пластичного «волокнистого» рельєфу встановлюють в'язкий характер руйнування. Наявність рівних блискучих площадок, кліважних площин і ріверських узорів свідчить про крихке транскристалітне руйнування. Тріщини, що йдуть по межах зерен, та зернистий рельєф вказують на міжкристалітний механізм. Наявність стріацій (смуг росту тріщини) характерна для втомного руйнування, а порожнини повзучості по межах зерен – для руйнування внаслідок повзучості при підвищених температурах.

Усі характерні ділянки зламу фотографують при різних збільшеннях, фіксують їх розташування та інтерпретують у зв'язку з умовами навантаження й мікроструктурним станом матеріалу.

Правильність підготовки впливає на якість отриманих результатів. Методика роботи з растровим електронним мікроскопом передбачає послідовність операцій, що забезпечують отримання відтворених мікроструктурних зображень. Після встановлення зразка у камеру мікроскопа здійснюють відкачування повітря та стабілізацію вакууму, що створює необхідні умови для прискорення електронів і точного контролю їхньої траєкторії [24].

Основні етапи підготовки включають:

– Відбір зразка – відбирається частина деталі або лабораторний зразок, що містить природну поверхню зламу. Важливо зберегти і зону зародження тріщини, і характерні ділянки її розвитку.

– Очищення поверхні – злам не полірують і не шліфують, оскільки це може знищити характерні фрактографічні ознаки. Допускається лише легке очищення: промивання у ацетоні або ізопропіловому спирті; очищення в ультразвуковій ванні; продування сухим повітрям. Очищення має усунути пил, мастило або корозійні продукти без механічного впливу.

– Підготовка до аналізу в РЕМ – зразок закріплюють на металевому столику за допомогою провідного клею або вуглецевої стрічки, після чого проводять напилення тонкого шару золота/платини (за необхідності), щоб забезпечити електропровідність поверхні.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						45
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Дослідження проводять шляхом сканування сфокусованим електронним пучком поверхні та реєстрації вторинних і відбитих електронів. Вторинний сигнал забезпечує топографічний контраст, тоді як відбиті електрони дають інформацію про відмінності хімічного складу. Регулювання прискорювальної напруги та збільшення змінює глибину проникнення електронів і дозволяє виділяти окремі структурні елементи. На етапі спостереження оператор зазначає характерні мікроструктурні ознаки, які є індикаторами процесів, що відбувалися під час термічної обробки.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		46

РОЗДІЛ 4

АНАЛІЗ МІКРОСТРУКТУРИ

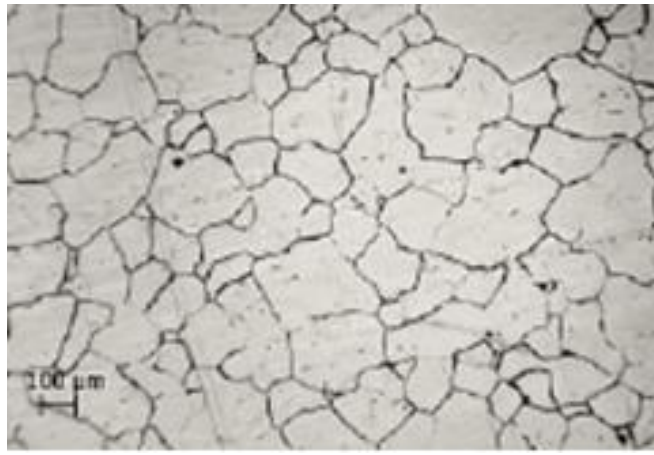
4.1. Мікроструктурні дослідження

Мікроструктура матеріалу пера лопатки в зоні, наближеній до ділянки руйнування, характеризується поліедричними зернами γ -матриці, яка являє собою γ -твердий розчин із рівномірно розподіленою дрібнодисперсною зміцнювальною γ' -фазою. Така будова є типовою для жароміцних нікелевих сплавів, що працюють за високих температур, і забезпечує поєднання пластичності матриці з високою термостійкістю дисперсної γ' -фази. У структурі, віддаленій від дефектів, γ' -фаза формує тонкий регулярний розподіл, що свідчить про стабільність експлуатаційного стану матеріалу.

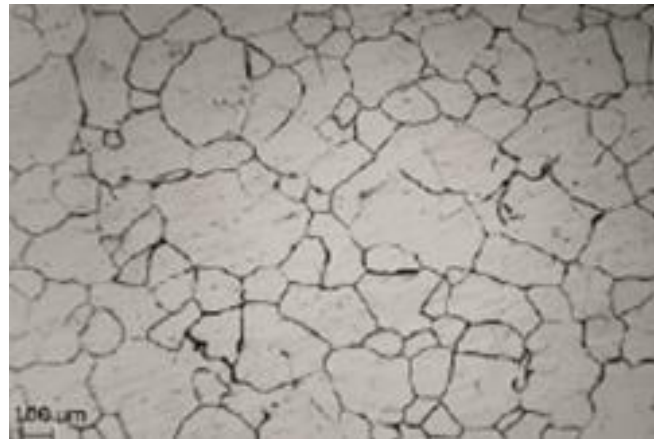
У випадках, коли мікротріщини або порожнини відсутні, проте матеріал зазнавав тривалого теплового навантаження, спостерігається виражена неоднорідність розмірів зерен γ -фази. Середній розмір зерен у більшості об'єму пера становить приблизно 100...220 мкм (рис. 4.1, а, б), що відповідає нормальному структурному стану після експлуатаційного нагріву. Водночас поблизу осередку руйнування фіксується суттєве укрупнення зерен, які можуть досягати 450...800 мкм (рис. 4.1, в). Таке зростання розмірів зерен є наслідком локального перегріву або тривалої роботи в умовах підвищених температур, що прискорює розвиток зернограничного ковзання й коагуляцію зміцнювальних фаз, тим самим послаблюючи жароміцність матеріалу.

Виявлені структурні особливості підтверджують, що руйнування відбувалося в зоні, де відбулася втрата стабільності γ/γ' -морфології. Збільшення зерен γ -фази знижує опір розвитку тріщин, а коагуляція γ' -фази зменшує дисперсне зміцнення. Таким чином, мікроструктурний аналіз демонструє чітку кореляцію між локальним перегрівом, зміною морфології фаз і виникненням осередку руйнування.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						47
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		



а



б



в

Рисунок 4.1 – Мікроструктура пера лопатки в зоні руйнування:

а, б – типова структура в ділянці долому;

в – крупні зерна на вхідній кромці

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		48

4.2. Вплив режимів старіння на мікроструктуру суперсплаву Inconel 718

Мікроструктурний стан нікелевого суперсплаву Inconel 718 визначається не лише його хімічним складом, але й послідовністю термічної обробки, зокрема режимами розчинного відпалу та подальшого старіння. Саме комбінація γ -матриці та дисперсних зміцнювальних фаз γ' і γ'' формує комплекс механічних властивостей, від яких залежить працездатність турбінних лопаток у гарячій частині газотурбінного двигуна.

Після розчинного відпалу у діапазоні температур 950...980 °C формується відносно рівноважна структура з однорідною γ -фазою. На цьому етапі відбувається часткове розчинення первинних карбідів і інтерметалідних фаз, у тому числі залишків фаз Лавеса, що утворюється у литому стані в міждендритних зонах. Межі зерен частково очищуються від надлишкових карбідів, що знижує схильність до міжкристалітного руйнування в подальших умовах експлуатації. Водночас у матриці зберігається певна кількість стабільних карбідів NbC та $M_{23}C_6$, які не повністю розчиняються, але виконують роль структурних стабілізаторів на межах зерен. Такий мікроструктурний стан можна розглядати як вихідний для наступних стадій старіння, на яких формується ефективний дисперсійний механізм зміцнення.

На першій стадії старіння, зазвичай при температурі близько 720 °C протягом восьми годин, у γ -матриці інтенсивно виділяється γ'' -фаза складу Ni_3Nb у вигляді тонких дискових частинок, когерентних із матрицею. Одночасно починається формування кубічних частинок γ' -фази складу $Ni_3(Al,Ti)$, що також зберігають когерентність із γ -основою. На цій стадії спостерігається помітне зростання міцності та жаротривкості сплаву, однак розмір і просторовий розподіл зміцнювальних частинок ще не є оптимальними з точки зору довготривалої повзучої стійкості та втомної довговічності.

Друга стадія старіння, що проводиться при нижчій температурі, як правило, в інтервалі 620...650 °C, забезпечує подальшу еволюцію γ' - та γ'' -фаз,

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						49
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

приводячи до формування високодисперсного та рівномірно розподіленого ансамблю зміцнювальних частинок у об'ємі зерен. У цей період γ'' -фаза набуває такої морфології та розміру, які максимально ефективно перешкоджають рухові дислокацій у γ -матриці, тоді як γ' -фаза додатково підвищує опір пластичній деформації. Саме при двоступеневому старінні (720 °C плюс 620 °C) досягається найбільш вигідне поєднання високої тимчасової опірності руйнуванню, тривалої міцності при підвищених температурах та втомної довговічності.

При відхиленні від оптимальних режимів, зокрема при застосуванні одноступеневого старіння за підвищених температур (700...760 °C протягом тривалого часу), відбувається коагуляція γ' - і γ'' -фаз, що супроводжується зменшенням їхньої питомої поверхні й, відповідно, зниженням ефективності дисперсійного зміцнення. Одночасно з цим може інтенсифікуватися виділення δ -фази складу Ni_3Nb у вигляді пластинчастих частинок на межах зерен. Надмірне накопичення δ -фази по межах зерен знижує локальну пластичність, послаблює міжзеренні зв'язки та підвищує схильність до міжкристалітного руйнування під дією термомеханічних навантажень. Таким чином, режими надмірного старіння, що призводять до огрубіння зміцнювальних фаз та формування δ -фази в значній кількості, є небажаними для лопаток, які працюють у гарячій частині двигуна.

Порівняльний аналіз мікроструктурних станів Inconel 718 за різних варіантів старіння (таблиця 4.1) дає змогу зробити висновок, що оптимальним для деталей типу турбінних лопаток є саме двоступеневий режим старіння після розчинного відпалу. Він забезпечує формування дрібнодисперсної, когерентної системи γ'/γ'' -фаз із мінімальним вмістом шкідливої δ -фази на межах зерен, що в кінцевому підсумку визначає високий рівень жаротривкості, міцності та втомної довговічності.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						50
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Таблиця 4.1 – Вплив режиму старіння на структуру і властивості сплаву Inconel 718

Режим старіння	Мікроструктурні особливості	Механічні властивості	Ризики / недоліки
720 °С, 8 год (перше старіння)	Формування дисків γ'' (Ni_3Nb), початок утворення γ'	Зростання міцності, покращення повзучості	Розмір γ'' ще не оптимальний
620 °С, 8 год (друге старіння)	Максимальна дисперсність γ' (кубічні частинки) та γ'' (дисківі)	Найвища міцність, найкраща втомна довговічність	Вимагає точного контролю режимів
700...760 °С, 8...12 год (одноступеневе старіння)	Коагуляція γ' та γ'' , часткове утворення δ -фази	Збільшення пластичності, але зниження повзучої стійкості	Не рекомендується для деталей ГТД
950...980 °С + старіння (посилений режим)	Розчинення попередніх фаз, формування нових γ'/γ''	Середня міцність, покращена ударна в'язкість	Може застосовуватись для дисків, але не оптимальний для лопаток
Надмірне старіння (вище 750 °С)	Інтенсивна коагуляція γ'/γ'' , утворення δ -фази по межах зерен	Суттєве зниження міцності, тривалої міцності	Різка падіння ресурсу, ризик МК руйнування

РОЗДІЛ 5

АНАЛІЗ ФРАКТОГРАФІЧНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЗМІН ТВЕРДОСТІ

5.1. Аналіз фрактографічних досліджень

Фрактографічні дослідження поверхні зламу виконували як на макрорівні, так і на мікрорівні з метою встановлення загальної картини процесу руйнування та визначення механізму поширення тріщини. Первинний огляд зразка показав, що руйнування лопатки відбулося у поперечному напрямку пера на відстані приблизно 55 мм від полиці хвостовика. Характер зламу свідчив про переважно втомний механізм, що підтверджується наявністю чітко виражених макроліній, які вказують на поступове накопичення пошкоджень протягом тривалого експлуатаційного циклу (рисунок 5. 1).

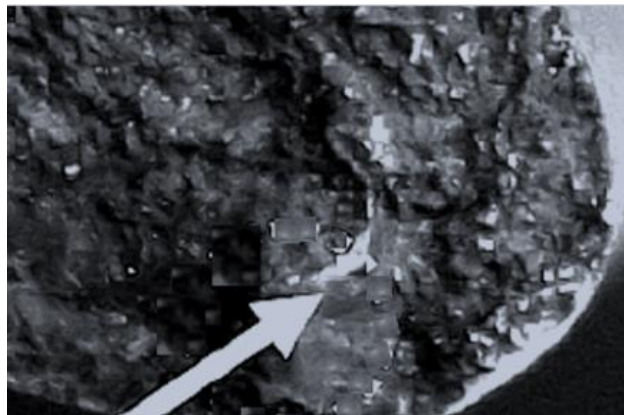


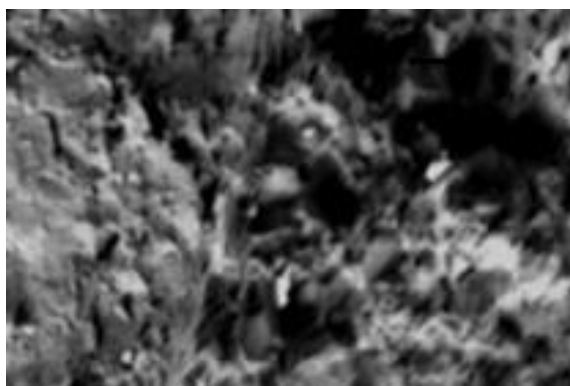
Рисунок 5.1– Край пера лопатки із зоною долому. ×2

Дослідження поверхні зламу у малих збільшеннях (5...7 разів) дозволило візуально визначити осередок зародження руйнування, який розташований поблизу вхідної крайки пера лопатки. Саме з цієї локальної ділянки почав розвиватися фронт магістральної тріщини. Межі її поширення мають майже концентричну будову, що є характерною ознакою циклічного навантаження. Концентричні зони або «ступені росту» відображають послідовні фази

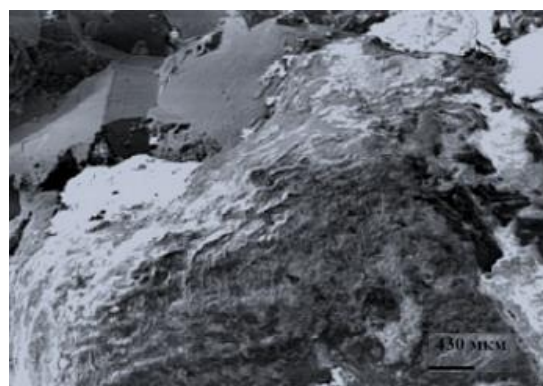
					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						52
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

збільшення тріщини за умов зміни амплітуди експлуатаційних навантажень. Кожна така зона відповідає певному етапу роботи деталі при різних термомеханічних режимах (рисунок 5.2).

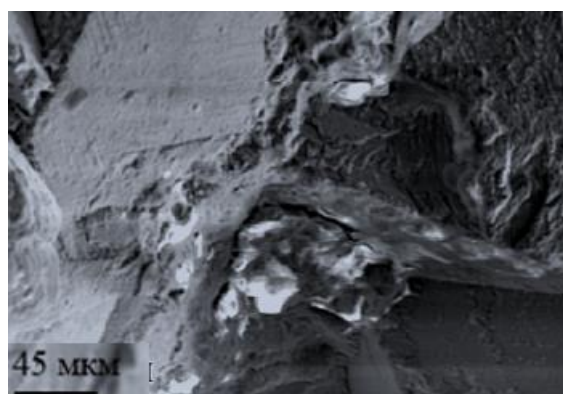
На поверхні зламу спостерігалися кольорові лінії, що мають важливе значення. Розмежування цих кольорових зон у межах окремих ділянок свідчить про зміну температури поверхні під час стрибкоподібного руху магістральної тріщини. Оксидна плівка, яка утворюється за рахунок локального перегріву, формує характерні відтінки різної інтенсивності (рисунок 5.3). Їхня поява підтверджує, що процес руйнування супроводжувався температурними перепадами, що, у свою чергу, свідчить про нестабільність тріщини на певних етапах її росту.



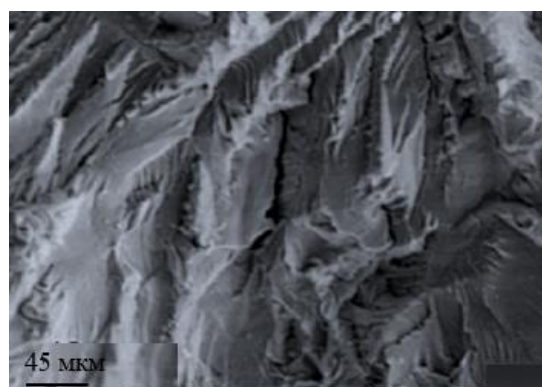
а



б



в



г

Рисунок 5.2 – Фрактограми пера лопатки:

а – ділянка вириву;

б, в – ділянки міжзеренного крихкого руйнування;

г – ділянка втомного руйнування.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		53

Структурна картина зламу, визначена під час фрактографічного аналізу, дозволяє сформуванати цілісне уявлення про механіку руйнування лопатки. Локалізація осередку руйнування, характерні межі фронту тріщини, наявність зон температурної мінливості та встановлення втомного характеру руйнування дають підстави вважати, що відмова деталі розвивалася поступово, унаслідок поєднання циклічних напружень та локальних термічних перенавантажень. Таке пояснення є важливим для діагностики технічного стану деталей гарячої частини газотурбінних двигунів і для встановлення умов, що сприяли передчасному виходу лопатки з ладу.

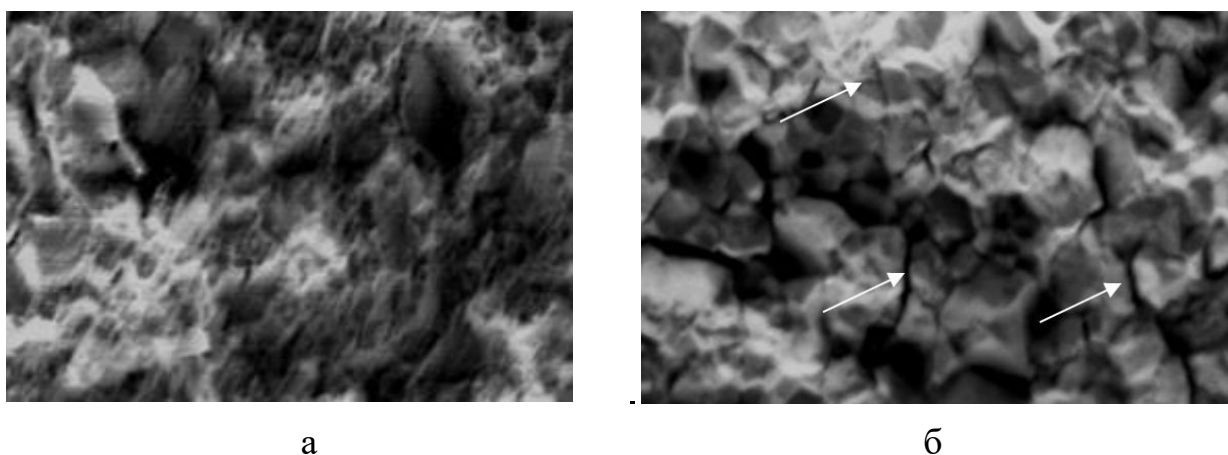


Рисунок 5.3 – Макрозлам з ознаками в'язкого руйнування (а) та міжкристалітного руйнування (б)

Порівняння результатів фрактографічних досліджень показує, що зародження тріщини відбулося у крупнозернистій ділянці матеріалу пера лопатки, розташованій поблизу вхідної крайки. У цій ділянці на мікрофрактограмах чітко спостерігаються великі крихкі міжзеренні фасетки, які є характерними для зниженого опору міжзеренного зв'язку. Зі збільшенням відстані від ділянки руйнування, тріщина переходила до втомного механізму поширення, що помітно у вигляді гладких ступінчастих поверхонь, характерного для внутрішньозеренного руйнування. У зоні долому переважає крихкий механізм із локальними елементами в'язкого руйнування та вторинними мікротріщинами, що утворювалися скоріш за все внаслідок нерівномірності напружень і температурних перепадів під час експлуатації.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						54
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Картина зміни механізмів руйнування по довжині зламу видима на фрактографічних зображеннях експлуатаційного зламу пера робочої лопатки. На цих зображеннях послідовно простежується перехід від крупних крихких фасеток у зоні зародження тріщини до ділянок, у яких домінують характерні ознаки циклічного поширення: паралельні втомні лінії росту, вторинні розгалуження та локальні ділянки пластичної деформації перед фронтом тріщини.

На підставі отриманих даних встановлено, що осередок руйнування лопатки розташовувався саме поблизу вхідної крайки. Виявлена структурна неоднорідність, що проявляється значною різнозернистістю матеріалу, підтверджена як металографічними спостереженнями, так і вимірюваннями мікротвердості. Зниження мікротвердості у зоні «крупного зерна» свідчить про локальне послаблення матеріалу, яке і могло стати чинником, що сприяв зародженню тріщини. Ймовірною причиною формування такої крупнозернистої ділянки є порушення технологічного режиму під час виготовлення або термообробки лопатки, що призвело до неконтрольованого росту зерен γ -фази й, відповідно, до зменшення механічної міцності та жаростійкості.

Аналіз характеру поверхні руйнування також підтверджує втомний механізм поширення магістральної тріщини. На поверхні зламу видно лінії росту, які фіксують поступове переміщення фронту тріщини у відповідь на зміні експлуатаційні навантаження. Положення цих ліній дозволяє відновити напрямок розвитку тріщини та оцінити динаміку її прискорення на різних етапах роботи деталі. У кінцевій стадії руйнування спостерігається крихкий долом, який сформувався внаслідок досягнення критичної довжини тріщини і раптової втрати несучої здатності матеріалу.

Фрактографічний аналіз підтверджує місце зародження тріщини, вказує повну зміну руйнування – від ініціювання у локально ослабленій структурній зоні до остаточного долому, викликаного втомними процесами та термічними перенавантаженнями.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						55
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

5.2. Вимірювання твердості зразків

Визначення твердості матеріалу лопатки здійснювали методом Брінелля з використанням твердоміра відповідно до вимог стандарту ГОСТ 9012-59. Отримані результати засвідчили, що номінальна твердість сплаву перебуває в інтервалі 2607...2901 МПа, що узгоджується з типовими характеристиками жароміцних нікелевих сплавів, у структурі яких поєднуються поліедричні зерна γ -фази та дрібнодисперсна зміцнювальна γ' -фаза. Метод Брінелля дозволив отримати оцінку механічного стану матеріалу [25].

Деталізований аналіз локальних механічних властивостей проводили методом мікротвердості на приладі ПМТ-3 за навантаження 0,98 Н відповідно до ГОСТ 9450-76. У межах основної, однорідної за структурою частини мікрошліфа значення мікротвердості становили 2911-3724 МПа, що свідчить про високий ступінь дисперсного зміцнення γ' -фазою та стабільність експлуатаційного стану матеріалу. У зоні, безпосередньо наближеній до осередку руйнування, мікротвердість істотно знижувалася і перебувала у межах 1568-2313 МПа. Така відмінність пов'язана з укрупненням зерен γ -фази та частковою коагуляцією γ' -фази, що зменшує опір пластичній деформації та робить матеріал більш чутливим до розвитку тріщин. Результати вимірювання мікротвердості у таблиці 5.1.

Отримані дані засвідчують, що зниження мікротвердості є прямим індикатором деградаційних процесів у зоні локального перегріву або тривалого високотемпературного навантаження. Порівняння значень твердості та мікротвердості дозволяє встановити причинно-наслідковий зв'язок між мікроструктурними змінами й механічною поведінкою сплаву, що має важливе значення для оцінювання залишкового ресурсу лопатки та аналізу механізмів її руйнування.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		56

Таблиця 5.1 – Значення мікротвердості для різних точок мікрошліфа

№ точки	Зона дослідження	Характеристика структури	Мікротвердість, МПа
1	Основна частина мікрошліфа	Дрібнодисперсна γ' -фаза, рівномірний розподіл	3015
2	Основна частина мікрошліфа	Стабільна γ -матриця, помірний вміст зміцнювальної фази	3270
3	Основна частина мікрошліфа	Локальні дрібні варіації дисперсності γ'	3545
4	Зона поблизу осередку руйнування	Укрупнення зерен γ -фази, часткова коагуляція γ'	2290
5	Зона поблизу осередку руйнування	Різде зниження дисперсного зміцнення, термічна деградація	1740

Незначні розбіжності мікротвердості в різних ділянках шліфа відображають різні поверхневі зміни або зміни у структурі, також можливі включення типу оксидів, тугоплавких карбідів, тощо.

5.3. Розрахунок локальної міцності на розрив

Для орієнтовної оцінки межі міцності на розрив σ_b за результатами вимірювань мікротвердості використовують емпіричне співвідношення між мікротвердістю за Віккерсом HV (у МПа) та розривною міцністю [26, 27]. Для нікелевих жароміцних сплавів прийнятним є наближення

$$\sigma_b = k \cdot HV,$$

де k – емпіричний коефіцієнт, який для дисперснозміцнених сплавів із γ/γ' -структурою зазвичай лежить у межах 0,30...0,40.

У подальших розрахунках приймаємо $k = 0,35$, що відповідає середньому значенню для такого класу матеріалів і забезпечує узгодженість із типовими даними щодо міцності нікелевих жароміцних сплавів.

Для кожної з п'яти точок, для яких була визначена мікротвердість HV (МПа), межу міцності на розрив обчислювали за формулою

$$\sigma_{bi} = 0,35 \cdot HV_i,$$

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						57
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

де HV_i – мікротвердість у i -й точці, $\sigma_{вi}$ – відповідна оцінка межі міцності на розрив.

Розрахунок для окремих точок має вигляд.

Для точки 1 (основна частина мікрошліфа, $HV_1 = 3015$ МПа):

$$\sigma_{в1} = 0,35 \cdot 3015 \approx 1055 \text{ МПа.}$$

Для точки 2 ($HV_2 = 3270$ МПа):

$$\sigma_{в2} = 0,35 \cdot 3270 \approx 1145 \text{ МПа.}$$

Для точки 3 ($HV_3 = 3545$ МПа):

$$\sigma_{в3} = 0,35 \cdot 3545 \approx 1241 \text{ МПа.}$$

Для точки 4 (зона поблизу осередку руйнування, $HV_4 = 2290$ МПа):

$$\sigma_{в4} = 0,35 \cdot 2290 \approx 802 \text{ МПа.}$$

Для точки 5 (зона поблизу осередку руйнування, $HV_5 = 1740$ МПа):

$$\sigma_{в5} = 0,35 \cdot 1740 \approx 609 \text{ МПа.}$$

Узагальнені результати подано у вигляді таблиці.

Таблиця 5.2 – Оцінка межі міцності на розрив за значеннями мікротвердості

№ точки	Ділянка зразка	Мікротвердість HV, МПа	Межа міцності $\sigma_{в}$, МПа
1	Основна частина мікрошліфа	3015	1055
2	Основна частина мікрошліфа	3270	1145
3	Основна частина мікрошліфа	3545	1241
4	Зона поблизу осередку руйнування	2290	802
5	Зона поблизу осередку руйнування	1740	609

Отримані розрахункові значення межі міцності на розрив, визначені за емпіричним співвідношенням між мікротвердістю та $\sigma_{в}$, дають змогу кількісно оцінити ступінь деградації механічних властивостей матеріалу в різних ділянках пера лопатки. Для основної, структурно однорідної частини мікрошліфа оцінена межа міцності перебуває в діапазоні приблизно 1055...1241 МПа. Такий рівень

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		58

міцності узгоджується з типовими характеристиками експлуатаційно придатних жароміцних нікелевих сплавів, які застосовуються для виготовлення робочих лопаток турбін і розраховані на тривалу роботу в умовах підвищених температур і циклічних навантажень. Це свідчить про те, що в основному об'ємі пера структура γ/γ' залишається достатньо стабільною, а дисперсне зміцнення γ' -фазою все ще забезпечує високий опір пластичному деформуванню та розтягувальним напруженням.

Принципово інша ситуація спостерігається у зоні поблизу осередку руйнування, де межа міцності на розрив за розрахунками знижується до 609...802 МПа. Порівняння цих величин із умовним «паспортним» рівнем, що характерний для вихідного стану сплаву, демонструє суттєве падіння міцнісних характеристик у локальній ділянці. Зменшення σ_B більш ніж на 30...40 % відносно умовно номінального рівня можна розглядати як індикатор глибокої структурної деградації, пов'язаної з укрупненням зерен γ -фази, коагуляцією γ' -частинок і можливим розвитком міжзеренної пористості або карбідної сегрегації по межах зерен. У такому стані матеріал втрачає здатність рівномірно розподіляти напруження, унаслідок чого виникають локальні перевантаження, що і сприяють зародженню магістральної тріщини.

З точки зору оцінки ресурсу лопатки локальна зона зниженої міцності є найбільш небезпечним елементом конструкції [27]. Навіть за умови збереження прийняттого рівня міцності в більшій частині пера, наявність ослабленої ділянки із суттєво зниженою межею міцності фактично визначає «слабку ланку» деталі. Саме в цій частині при дії робочих термомеханічних навантажень з найбільшою ймовірністю відбудеться зародження і подальше поширення тріщини, що у кінцевому підсумку призводить до передчасної відмови лопатки. З огляду на це, стандартні підходи до діагностики, які базуються лише на аналізі середніх показників твердості або глобальних механічних властивостей, є недостатніми; необхідним є локальний аналіз розподілу мікротвердості та цілеспрямований структурний контроль найбільш навантажених зон.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						59
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

ВИСНОВКИ

Проведене металографічне та фрактографічне дослідження дозволило встановити комплекс взаємопов'язаних структурних і мікромеханічних чинників, які визначили характер руйнування пера робочої лопатки газотурбінного двигуна. Виявлено, що критично важливою є наявність зон зі структурною неоднорідністю, зокрема ділянок із крупним зерном та зниженими значеннями мікротвердості, які функціонують як локальні концентратори напружень і можуть слугувати осередками зародження тріщин. Такі зони формуються внаслідок порушення режимів виготовлення або термообробки та зберігають свою небезпечність упродовж усього експлуатаційного циклу. Порівняння металографічних даних із фрактографічними свідчить, що зародження тріщини у зоні крупнозернистості є не випадковим, а закономірним результатом локального зниження міцнісних характеристик матеріалу.

Мікрофрактографія поверхні зламу вказує на зміну механізмів руйнування залежно від відстані від осередку зародження: від крихкого міжзеренного руйнування у початковій фазі до квазикрихкого та втомного внутрішньозеренного механізму на подальших етапах розвитку тріщини. Наявність втомних ліній та концентричних границь росту підтверджує довготривалу дію циклічних навантажень, які прискорювали поширення тріщини у матеріалі. Кольори мінливості на поверхні зламу дозволяють судити про нерівномірність температурних умов і наявність термічних перенавантажень, які супроводжували коливальний рух магістральної тріщини. Сукупність цих ознак дає змогу встановити послідовність стадій руйнування та реконструювати його історію з високим ступенем достовірності.

Результати дослідження підкреслюють значущість системного контролю якості на етапах виробництва та експлуатації лопаток газотурбінних агрегатів. Дотримання технологічних режимів термічної обробки, запобігання перегрівам та забезпечення однорідності мікроструктури є ключовими умовами формування

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						60
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

стабільних механічних властивостей. Виявлення зон із підвищеною різнозернистістю повинно супроводжуватися уточнюючим контролем мікротвердості та фрактографічним аналізом окремих ділянок з орієнтацією на їхній потенційний вплив на довговічність деталі. Використання растрового електронного мікроскопа та мікропробивних методів твердості дає можливість своєчасно визначати приховані дефекти, які не виявляються традиційними методами неруйнівного контролю.

Розраховані значення σ_b доцільно розглядати як орієнтовну оцінку, що доповнює фрактографічний та металографічний аналіз. Досить істотний контраст між межею міцності в основній частині пера й у зоні зародження руйнування, у поєднанні з виявленою крупнозернистістю й характером фрактографічних ознак (крихке міжзеренно-втомне руйнування), дозволяє зробити висновок, що саме локальна деградація структури стала визначальним фактором відмови. У практичному плані це підкреслює необхідність удосконалення технологічних режимів термообробки та запровадження регламентів вибіркового контролю мікротвердості та структури у критичних зонах лопаток, а також використання фрактографічних даних при аналізі експлуатаційних відмов для коригування ресурсних нормативів.

Отримані значення показують, що в основному об'ємі пера лопатки межа міцності на розрив утримується на рівні приблизно 1055...1241 МПа, тоді як у деградованій крупнозернистій зоні поблизу осередку руйнування вона знижується до 609...802 МПа. Це кількісно підтверджує висновок про структурну неоднорідність матеріалу та локальне послаблення міцнісних характеристик у зоні зародження тріщини.

Для подальшого вивчення зламів і аналізу структури матеріалів доцільно звернути увагу на закономірності переходу між різними мікромеханізмами руйнування, роль мікроструктурних дефектів у зародженні тріщин, а також вплив експлуатаційних температурних циклів на стабільність γ/γ' -структури в нікелевих жароміцних сплавах. Важливим є розуміння того, як зміна

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						61
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

дисперсності зміцнювальної фази та розвиток зернограничних процесів впливають на формування потенційно небезпечних зон у конструкційних елементах. У межах подальших досліджень актуальним залишається питання відновлення властивостей деградованих зон за допомогою термічних і термомеханічних методів, а також оцінювання можливостей підвищення ресурсу деталей шляхом оптимізації режимів виробництва та експлуатації.

Таким чином, формування комплексного уявлення про механізми руйнування можливе лише за умови поєднання структурного аналізу, фрактографії та експлуатаційної діагностики, що у перспективі дає змогу підвищити надійність і довговічність деталей авіаційних газотурбінних двигунів.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
						62
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Abdel-Hamid, I., Mourad, A., Almomani, A., Sheikh, I. A., & Elsheikh, A. H. (2023). Failure analysis of gas and wind turbine blades: A review. *Engineering Failure Analysis*, 146. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal>.
2. Bogdan, M.; Peter, I. A Comprehensive Understanding of Thermal Barrier Coatings (TBCs): Applications, Materials, Coating Design and Failure Mechanisms. *Metals* 2024, 14, 575. <https://doi.org/10.3390/met14050575>
3. Fathyunes, L., Arzani, M., & Rajae, A. (2023). A review on the corrosion and fatigue failure of gas turbines. *Metals*, 13(4), 701.
4. Mourad, A. H. I., et al. (2023). Failure analysis of gas and wind turbine blades: A review. *Engineering Failure Analysis*, 146.
5. Hassan, M. K., et al. (2024). Failure analysis of gas turbine in first stage turbine blades in an urban power plant. *Engineering Failure Analysis*.
6. Zhixin, Z., et al. (2023). Failure analysis of a first stage turbine blade made of directionally solidified GTD111 superalloy and repaired by welding process. *Engineering Failure Analysis*.
7. Ma, J., et al. (2025). Life prediction of thermal barrier coatings on turbine blades using multiscale modelling.
8. Mondal, S., et al. (2024). Examining the critical aspects of gas turbine blade failures caused by erosion. *International Journal of Advanced Materials Design*.
9. Hu, M. H., et al. (2025). Fault diagnosis method for blade fracture of gas turbine based on vibration signal analysis. *Mechanical Systems and Signal Processing*.
10. Behera, A., et al. (2023). Application of Ni-based superalloy in aero turbine blade. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*.
11. Okajima, Y., et al. (2020). Development of advanced thermal barrier coatings for world's highest turbine inlet temperature 1650 °C class JAC gas turbine. *Mitsubishi Heavy Industries Technical Review*, 57(1), 80–87.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		63

12. Gudivada G., Pandey A. K. Recent developments in nickel-based superalloys for gas turbine applications: review. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023. Vol. 963. Art. 171128. DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.171128.

13. Wang, X.; Cui, Y.; Zhou, Y.; Li, Z.; Zhao, Y.; Wang, J. The Microstructure Evolution of a Ni-Based Superalloy Turbine Blade at Elevated Temperature. *Coatings* 2025, 15, 835. <https://doi.org/10.3390/coatings15070835>.

14. Шмирко В. І., Коробко О. В., Писарський А. О., Троян Ю. І. Прогнозування безпеки і довговічності робочих лопаток газових турбін. *Металознавство та обробка металів*. 2020. Т. 26, № 3 (95). С. 63–68.

15. Szczepankowski A., Przysowa R. Thermal degradation of turbine components in a military turbofan. *Engineering Failure Analysis*. 2022. Vol. 134. Art. 106088. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106088>.

16. Fathyunes, L.; Mohtadi-Bonab, M.A. A Review on the Corrosion and Fatigue Failure of Gas Turbines. *Metals* 2023, 13, 701. <https://doi.org/10.3390/met13040701/>

17. Mangra, A.C. Design and Numerical Analysis of a Micro Gas Turbine Combustion Chamber. *Eng. Technol. Appl. Sci. Res.* 2020, 10, 6422–6426.

18. Wu, Y.S.; Qin, X.Z.; Wang, C.S.; Zhou, L.Z. Microstructural evolution and its influence on the impact toughness of GH984G alloy during long-term thermal exposure. *J. Mater. Sci. Technol.* 2021, 60, 61–69.

19. Chen, J.J.; Wang, S.L.; Lai, K.W.; Sang, P.; Qin, Q.Q.; Li, Y.S. Rafting and redissolution of γ' phase in Ni–Al alloy under external stress. *Heliyon* 2023, 9, e23093

20. Ferreri, C.N.; Vogel, C.S.; Knezevic, M. Determining volume fractions of γ , γ' , γ'' , δ , and MC-carbide phases in Inconel 718 as a function of its processing history using an advanced neutron diffraction procedure. *Mat. Sci. Eng. A* 2020, 781, 139228.

21. Петраков Ю. В., Сохань С. В., Фролов В. К., Кореньков В. М. Технології виготовлення деталей складної форми. Частина 1: навч. посіб. / КПІ ім. Ігоря Сікорського. – Київ, 2020. – 288 с.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		64

22. Zaporozhets O.I., Mykhailovskyi V.A., Halkina A.A., Podobnyi O.V., Torba Yu.I., Pavlenko D.V. Ultrasound testing of elastic, textural, and mechanical properties of aviation materials. https://www.imp.kiev.ua/fmie/files/fmie-2023.pdf?utm_source=chatgpt.com.

23. Основи фрактодіагностики: робоча програма навчальної дисципліни (силлабус) / КПІ ім. Ігоря Сікорського, каф. високотемпературних матеріалів та порошкової металургії. – Київ, 2022. – 9 с.

24. Фрактографічні дослідження та аналіз причин руйнування металів і сплавів : навч. посібник. – Дніпро, 2023. – 31 с.

25. Ватуля Г. Л. та ін. Навчальний посібник з механічних випробувань матеріалів. – Харків, 2021.

26. Методичні вказівки до практичних робіт з дисципліни "Вступ до спеціальності" для студентів спеціальності 132 – "Матеріалознавство" за спеціалізацією (освітньою програмою) "Композиційні та порошкові матеріали, покриття" денної форми навчання / Укл.: І.П. Волчок, О.С. Петрашов. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2021. – 45 с.

27. Functional materials: Lektures for students of the second (master's) level of higher education of the "Materials Science" educational program, specialty 132 Materials science, fields of knowledge 13 Mechanical engineering full-time and part-time forms of study/comp. N.P. Zaychuk Lutsk: LNTU, 2023. – 71 p.

					MP 0625.00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		65