

ЦЕНТРАЛЬНОУКРАЇНСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Механіко-технологічний факультет

Кафедра матеріалознавства та ливарного виробництва

«ДОПУЩЕНО ДО ЗАХИСТУ»

Зав. кафедрою МЛВ

к.т.н. доцент

\_\_\_\_\_ Олександр КУЗИК

“ \_\_\_\_ ” \_\_\_\_\_ 2025 року

## **КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА**

за другим (магістерським) рівнем  
вищої освіти

на тему:

**«Дослідження впливу ерозійних процесів на мікроструктуру  
та експлуатаційні властивості литих деталей з нікелевих сплавів»**

«Study of the influence of erosion processes on the microstructure and operational  
properties of cast parts made of nickel alloys»

**Виконав здобувач вищої освіти:**

II курсу, групи ПМ-24М-1

ОПП «Прикладна механіка»

спеціальності 131 Прикладна механіка

\_\_\_\_\_ Ігор БУЛКОТ

**Керівник роботи:**

к.т.н., доцент \_\_\_\_\_ Олександр КУЗИК

**Рецензент:** \_\_\_\_\_

Кропивницький – 2025

Центральноукраїнський національний технічний університет

Механіко-технологічний факультет

Кафедра матеріалознавства та ливарного виробництва

Рівень вищої освіти \_\_\_\_\_ магістр \_\_\_\_\_

Галузь знань 13 Механічна інженерія

Спеціальність 131 "Прикладна механіка"

Освітньо-професійна програма «Прикладна механіка»

---

### **ЗАТВЕРДЖУЮ**

Завідувача кафедри \_\_\_\_\_

к.т.н. доцент, Олександр КУЗИК

“ \_\_\_\_ ” \_\_\_\_\_ 2025 року

## **ЗАВДАННЯ НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ ЗА ДРУГИМ (МАГІСТЕРСЬКИМ) РІВНЕМ ВИЩОЇ ОСВІТИ ЗДОБУВАЧА ВИЩОЇ ОСВІТИ**

Булкота Ігора Миколайовича

1. Тема роботи: "Дослідження впливу ерозійних процесів на мікроструктуру та експлуатаційні властивості литих деталей з нікелевих сплавів"

2. Керівник роботи Кузик Олександр Володимирович, кандидат технічних наук, доцент

Затверджені наказом вищого навчального закладу від "04"серпня 2025 року № 23-13

3. Строк подання роботи до захисту "9" грудня 2025 року \_\_\_\_\_

4. Метою кваліфікаційної роботи є встановлення закономірностей впливу ерозійних процесів на мікроструктуру та експлуатаційні властивості литих деталей із нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС26 та розроблення рекомендацій щодо підвищення їх ерозійної стійкості.

Завдання дослідження:

- провести аналіз сучасних жароміцних нікелевих сплавів та умов їх роботи в зонах інтенсивної ерозії;
- визначити особливості вихідної мікроструктури сплавів ЖС6К та ЖС26, сформованої під час лиття;
- розробити методику та умови ерозійних випробувань зразків;
- встановити характер поверхневих пошкоджень і масові втрати під дією корундового та кварцового абразиву;
- дослідити зміни мікроструктури після ерозійного навантаження та оцінити вплив  $\gamma'$ -фази й карбідів на механізми руйнування;
- визначити зв'язок між структурними параметрами та інтенсивністю ерозійного зношування;

– сформувати практичні рекомендації щодо підвищення довговічності литих деталей із жароміцних нікелевих сплавів.

#### 5. Консультанти по роботі, із зазначенням розділів

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Розділ 1	доц., Олександр КУЗИК		
Розділ 2	доц., Олександр КУЗИК		
Розділ 3	доц., Олександр КУЗИК		

#### ***КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН***

№ з/п	Назва етапів магістерської роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1	Розділ 1	02.10	
2	Розділ 2	23.10	
3	Розділ 3	22.11	
4	Графічний матеріал	05.12	

Дата видачі завдання

«2» \_\_09\_\_ 2025 року

Керівник роботи

\_\_\_\_\_ Олександр КУЗИК

Завдання прийнято до виконання

«\_\_\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2025 року

\_\_\_\_\_ Ігор БУЛКОТ

## АНОТАЦІЯ

Кваліфікаційну магістерську роботу виконав здобувач вищої освіти Булкот Ігор Миколайович студент II курсу, групи ПМ-24М-1, ОПП «Прикладна механіка» спеціальності 131 Прикладна механіка на тему "Дослідження впливу ерозійних процесів на мікроструктуру та експлуатаційні властивості литих деталей з нікелевих сплавів", яка складається з пояснювальної записки та ілюстративного матеріалу. Пояснювальна записка містить 69 сторінок тексту, формату А4, 17 рисунка, 10 таблиць. Ілюстративний матеріал містить 10 слайдів.

Кваліфікаційна робота присвячена дослідженню впливу ерозійних процесів на мікроструктуру та експлуатаційні властивості литих жароміцних нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС26, що застосовуються у деталях гарячого тракту газотурбінних двигунів. Актуальність теми зумовлена тим, що ерозійне зношування є одним із ключових чинників деградації поверхні лопаток, зниження їх ресурсу та погіршення газодинамічних характеристик авіаційних і енергетичних турбін.

У роботі проведено аналіз структурно-фазових особливостей нікелевих суперсплавів, розглянуто механізми ерозійного руйнування та фактори, що визначають чутливість  $\gamma'$ -зміцнених і карбідних сплавів до абразивного впливу. Дослідні зразки зі сплавів ЖС6К та ЖС26 виготовлено методом лиття за виплавленими моделями, що дозволило відтворити реальні умови формування дендритної структури та морфології зміцнювальних фаз.

Ерозійні випробування проведено на газоабразивній установці за різних кутів падіння частинок і режимів навантаження. Визначено масові втрати, параметри шорсткості, характер пошкоджень поверхні та зміни мікроструктури за даними оптичної та електронної мікроскопії. Встановлено, що сплав ЖС6К проявляє вищу ерозійну стійкість завдяки дисперсній  $\gamma'$ -фазі та більш рівномірній структурі. Сплав ЖС26 характеризується підвищеною крихкістю і значною кількістю мікротріщин, що обумовлено карбідною підструктурою та дендритною ліквідацією. Сформовано рекомендації щодо підвищення ерозійної стійкості жароміцних нікелевих сплавів.

## ABSTRACT

The qualification master's thesis was completed by the higher education applicant Bulkot Igor Mykolayovych, a second-year student, group PM-24M-1, OPP "Applied Mechanics" specialty 131 Applied Mechanics on the topic "Study of the influence of erosion processes on the microstructure and operational properties of cast parts made of nickel alloys", which consists of an explanatory note and illustrative material. The explanatory note contains 52 pages of text, A4 format, 11 figures, 6 tables. The illustrative material contains 10 slides.

The qualification thesis is devoted to the study of the influence of erosion processes on the microstructure and operational properties of cast heat-resistant nickel alloys ZhS6K and ZhS26, which are used in hot-end parts of gas turbine engines. The relevance of the topic is due to the fact that erosive wear is one of the key factors in the degradation of the blade surface, reducing their resource and worsening the gas-dynamic characteristics of aviation and power turbines.

The paper analyzes the structural and phase features of nickel superalloys, considers the mechanisms of erosive destruction and factors that determine the sensitivity of  $\gamma'$ -hardened and carbide alloys to abrasive action. Experimental samples of alloys ZhS6K and ZhS26 were manufactured by casting using investment casting methods, which allowed us to recreate the real conditions for the formation of the dendritic structure and the morphology of the strengthening phases.

Erosion tests were carried out on a gas-abrasive installation at different angles of particle incidence and loading modes. Mass losses, roughness parameters, the nature of surface damage and changes in the microstructure were determined according to optical and electron microscopy data. It was found that the ZhS6K alloy exhibits higher erosion resistance due to the dispersed  $\gamma'$ -phase and a more uniform structure. The ZhS26 alloy is characterized by increased brittleness and a significant number of microcracks, which is due to the carbide substructure and dendritic liquation. Recommendations for increasing the erosion resistance of heat-resistant nickel alloys are formulated.

## ЗМІСТ

	стор.
Вступ.....	7
РОЗДІЛ 1 АНАЛІЗ УМОВ РОБОТИ ТА ОСОБЛИВОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ З НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ	10
1.1 Особливості литих деталей з нікелевих сплавів та умови їх роботи.....	10
1.1.1 Формування керамічних оболонкових форм при ЛВМ та їх роль у забезпеченні структури й стійкості литих деталей з нікелевих сплавів.....	17
1.2 Мікроструктурні та фізичні особливості жароміцних нікелевих сплавів.....	19
1.3 Механізм ерозійного зношування сплавів.....	25
Висновки до першого розділу.....	27
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	29
2.1 Характеристика вихідних матеріалів.....	29
2.2 Технологія виготовлення дослідних зразків.....	31
2.3 Обладнання та умови ерозійних випробувань жароміцних нікелевих сплавів.....	34
2.4 Методика проведення мікроструктурного аналізу нікелевих сплавів.....	36
Висновки до другого розділу.....	38
РОЗДІЛ 3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЕРОЗІЙНИХ ПРОЦЕСІВ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ.....	40
3.1 Морфологія ерозійних пошкоджень при різних умовах навантаження.....	40
3.2 Зміна мікроструктури та характеру ерозійного руйнування нікелевих сплавів ЖС6К і ЖС26.....	43
3.3 Вплив ерозійних процесів на твердість поверхневого шару нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС26.....	48
3.4 Швидкість ерозійного зношування сплавів ЖС6К та ЖС26.....	50
3.5 Порівняння ерозійної стійкості жароміцних сплавів ЖС6К та ЖС26.....	54
3.6 Вплив швидкості охолодження на формування мікроструктури та ерозійну стійкість сплавів ЖС6К і ЖС26.....	57
3.7 Математичне моделювання впливу швидкості охолодження на глибину ерозійного пошкодження.....	59
Висновки до третього розділу.....	62
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	64
Список використаних джерел.....	66

## ВСТУП

Жароміцні нікелеві сплави відіграють ключову роль у сучасному машинобудуванні, оскільки вони забезпечують довготривалу роботу деталей в умовах високих температур, значних механічних навантажень та інтенсивного впливу агресивних робочих середовищ. Найбільше навантаження зазнають лопатки турбіни – конструктивні елементи, які працюють у зоні турбулентного високошвидкісного потоку газів з домішками твердих частинок. Саме абразивні включення й продукти згоряння спричиняють поступове руйнування матеріалу поверхні, зміну профілю та зменшення ресурсу.

Ерозійне зношування є одним із найнебезпечніших експлуатаційних факторів, оскільки призводить до утворення вибоїн, мікротріщин, локальних зон різання і відриву матеріалу. Накопичення таких пошкоджень викликає зростання шорсткості, зниження аеродинамічної ефективності та порушення газодинамічного балансу турбіни. Отже, дослідження ерозійної стійкості жароміцних сплавів та закономірностей структурних змін під дією абразивного потоку має важливе наукове та практичне значення.

Нікелеві сплави серій ЖС, особливо ЖС6К і ЖС26, широко застосовуються для виготовлення робочих і направляючих лопаток, оскільки вони мають складну багатофазну структуру, що включає  $\gamma$ -матрицю,  $\gamma'$ -зміцнювальну фазу та різні типи карбідів. Однак різна природа зміцнення цих сплавів зумовлює відмінності у механізмах руйнування, чутливості до абразивного впливу та довговічності в умовах газоабразивної ерозії. Крім того, мікроструктура литих деталей суттєво залежить від технології виготовлення, насамперед від режимів кристалізації та формування дендритної структури, що впливає на поведінку матеріалу в реальних умовах експлуатації.

Незважаючи на значну кількість досліджень, низка питань залишається невирішеною. До них належать: встановлення структурно-чутливих механізмів ерозійного руйнування; вплив  $\gamma'$ -фази та карбідної сітки на опір абразивному навантаженню; порівняння поведінки сплавів ЖС6К та ЖС26 за різних режимів

ерозії; визначення кореляції між мікроструктурними змінами та інтенсивністю зношування. Ці завдання є особливо актуальними у зв'язку з постійним підвищенням робочих температур та швидкостей у новітніх газотурбінних установках.

**Метою роботи** є встановлення закономірностей впливу ерозійних процесів на мікроструктуру та експлуатаційні властивості литих деталей із нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС26 та розроблення рекомендацій щодо підвищення їх ерозійної стійкості.

Для досягнення поставленої мети поставлені такі завдання дослідження:

- провести аналіз сучасних жароміцних нікелевих сплавів та умов їх роботи в зонах інтенсивної ерозії;
- визначити особливості вихідної мікроструктури сплавів ЖС6К та ЖС26, сформованої під час лиття;
- розробити методику та умови ерозійних випробувань зразків;
- встановити характер поверхневих пошкоджень і масові втрати під дією корундового та кварцового абразиву;
- дослідити зміни мікроструктури після ерозійного навантаження та оцінити вплив  $\gamma'$ -фази й карбідів на механізми руйнування;
- визначити зв'язок між структурними параметрами та інтенсивністю ерозійного зношування;
- сформулювати практичні рекомендації щодо підвищення довговічності литих деталей із жароміцних нікелевих сплавів.

**Об'єкт дослідження** — литі зразки та елементи, виготовлені зі сплавів ЖС6К і ЖС26.

**Предмет дослідження** — закономірності зміни мікроструктури та експлуатаційних властивостей під дією ерозійних процесів.

Результати роботи мають наукове значення для розуміння структурної чутливості нікелевих суперсплавів до ерозійного навантаження та практичне значення для підвищення ресурсу деталей газотурбінних двигунів, оптимізації

технології лиття та вибору матеріалів для роботи в умовах інтенсивної газоабразивної ерозії.

Наукова новизна роботи полягає у встановленні структурно-чутливих механізмів ерозійного руйнування для сплавів ЖС6К і ЖС26 та отриманні комплексних мікроструктурних, масових і морфологічних даних, які кількісно описують поведінку матеріалів при різних типах абразивного впливу.

Практичне значення роботи полягає у можливості використання отриманих результатів при виборі матеріалів і технологічних параметрів виготовлення деталей, що працюють за високих температур і в умовах абразивного зношування.

# РОЗДІЛ 1

## ТЕОРЕТИЧНИЙ АНАЛІЗ ЕРОЗІЙНИХ ПРОЦЕСІВ У ЛИТИХ ДЕТАЛЯХ З НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

### 1.1 Особливості литих деталей з нікелевих сплавів та умови їх роботи

Литі жароміцні нікелеві сплави є основними конструкційними матеріалами для виготовлення деталей гарячого тракту газотурбінних двигунів, зокрема робочих і направляючих лопаток, елементів камери згоряння та роторних вузлів. Вони забезпечують стабільну роботу агрегатів в умовах високих температур, інтенсивних механічних навантажень та агресивного газового середовища. Особливості їх поведінки визначаються не лише хімічним складом, але й структурою, що формується на стадії лиття та значною мірою впливає на експлуатаційні характеристики.

Під час роботи газотурбінного двигуна лопатки зазнають дії складного поєднання сил: відцентрових навантажень, термічних градієнтів, вібрацій та високошвидкісного потоку продуктів згоряння. Разом із газовим потоком на поверхню деталей потрапляють тверді частинки — пил, оксиди, продукти зносу компресора, мінеральні включення. Ці частинки рухаються зі значною швидкістю та спричиняють ерозійне руйнування, що проявляється у вигляді мікрорізання, пластичної деформації, вибоїн та мікротріщин.

Ерозійне зношування є одним із ключових експлуатаційних чинників, оскільки зміна профілю лопатки, збільшення шорсткості та втрата матеріалу приводять до зниження аеродинамічної ефективності, підвищення температурних напружень та скорочення ресурсу двигуна. Тому вибір матеріалу для таких деталей повинен забезпечувати не лише високу жароміцність, але й достатню ерозійну стійкість.

Особливості роботи в умовах високих температур та інтенсивного тепломасообміну зумовлюють необхідність використання сплавів з високою структурною стабільністю. У нікелевих суперсплавах основу міцності становить

$\gamma$ -матриця та дисперсні частинки  $\gamma'$ -фази, що забезпечують опір пластичній деформації. У деяких сплавах важливу роль відіграють також карбіди, які розташовуються по межах дендритів і визначають механізми руйнування під час абразивного впливу.

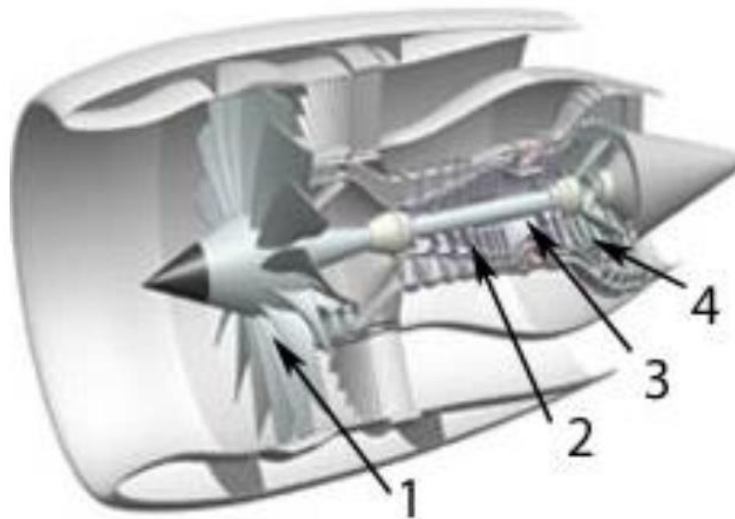
Таким чином, умови роботи литих деталей з нікелевих сплавів визначають підвищені вимоги до їх структури, чистоти, стабільності фаз та технології виготовлення. Саме тому для отримання високоякісних відливок турбінних лопаток широко застосовується метод лиття за виплавлюваними моделями (ЛВМ), який дозволяє формувати точну геометрію, складний внутрішній рельєф та необхідну мікроструктуру металу.

Метод ЛВМ є одним із найбільш універсальних способів отримання високоточних та складних за конфігурацією відливок з різних металів та сплавів. У цій технології форму створюють шляхом багат шарового нанесення керамічної суспензії на модельний блок та обсипання кожного шару вогнетривким матеріалом із подальшим висушуванням. Кількість шарів визначається складністю деталі та вимогами до її міцності й геометричної точності. Суспензії на основі етилсилікату, кремнезолу або інших зв'язувальних компонентів забезпечують утворення жаростійкої та стабільної оболонки, здатної витримувати температури заливання нікелевих сплавів.

Перевагою методу ЛВМ є мінімальна похибка геометрії та можливість відтворення складних профілів, що особливо важливо у виробництві відповідальних деталей газотурбінних двигунів. У таких агрегатах навіть незначне відхилення форми може призвести до зниження аеродинамічної ефективності та збільшення навантажень на конструктивні елементи. Саме тому литі жароміцні сплави на основі нікелю широко застосовуються при виготовленні робочих і соплових лопаток, елементів камери згоряння, роторних дисків і деталей, що працюють у високотемпературних зонах.

Газотурбінний двигун працює за циклом стискання, спалювання та розширення газів, де значна частина енергії передається лопаткам турбіни. На їх поверхню безперервно діє потік гарячих газів, які разом із зваженими твердими

частинками спричиняють складне поєднання температурного, корозійного та ерозійного навантаження. Під час роботи лопатки відчувають циклічні теплові градієнти, високі механічні напруження та вібрації, що зумовлює підвищені вимоги до структури матеріалу й точності виготовлення.



1 - повітрозбірник, 2 - компресор, 3 - камера згоряння, 4 - турбіна

Рисунок 1.1 – Турбінний двигун літака

Нікелеві жароміцні сплави відрізняються стабільністю мікроструктури, високою міцністю при температурах понад 900...1000 °С і здатністю тривалий час протистояти пластичній деформації. Їх мікроструктура формується  $\gamma$ -матрицею, зміцнювальними фазами  $\gamma'/\gamma''$ , карбідами та дендритною будовою, що забезпечує поєднання міцності, жаростійкості та опору руйнуванню. Саме властивості цих структурних елементів визначають стійкість матеріалу до ерозійного впливу, який проявляється у вигляді вибоїн, мікротріщин і притуплення робочих кромок.

Складні відливки з жароміцних нікелевих сплавів виготовляють методом лиття за виплавлюваними моделями. Керамічні форми у Шоу-процесі одержують на основі формувальних мас, що складаються з гідролізованого етилсилікату, маршаліту та сухого кварцового піску. Для ініціювання гелеутворення етилсилікату до суміші вводять луки або інші каталізатори

структурування. Підготовлену формувальну масу заливають в опоки, у яких розміщені модельні комплекти.

Для великих і відповідальних деталей застосовують двошарові литейні форми: облицювальний шар виконують із керамічних композицій на основі етилсилікату, а наповнювальний – із рідкоскляних сумішей. Сушіння форм здійснюють шляхом випалювання спирту: одразу після витягання модельного блока форму підпалюють факелом. Після припинення горіння напівформи прокаливають при температурі 850...950 °С протягом кількох годин, а потім охолоджують разом із піччю до 400...450 °С. Подальше охолодження проводять на повітрі. Після контролю якості поверхні напівформи зачищають і спрямовують на складання.

Перед заливанням метал нагрівають до 1600...1700 °С. Заповнення форми здійснюють через розширювальні щілинні литникові системи з підводом металу по висоті, що забезпечує рівномірне надходження розплаву в тонкостінні порожнини. Приблизно зазвичай проєктують із запасом — їх об'єм становить 20...50 % від об'єму живленого вузла. Для підвищення їх ефективності використовують екзотермічні суміші, які забезпечують додаткове тепло під час кристалізації. Відділення прибілів і литників проводять керамічними абразивними кругами або газовим різанням, а видалення керамічних стрижнів здійснюють шляхом їх вилуговування у лужних розчинах.

Високоточні литі деталі з жароміцних сплавів — такі як лопатки газотурбінних двигунів, монолітні ротори та інші елементи — повинні виготовлятися з високими вимогами до точності геометрії та якості поверхні. Такі деталі мають складну конфігурацію, внутрішні канали охолодження та розгалужені порожнини, тому можуть бути виготовлені виключно методом лиття за виплавлюваними моделями.

Технологічний процес виробництва відливок із жароміцних нікелевих сплавів методом ЛВМ включає такі основні операції:

- приготування модельних складів і формувальних сумішей;
- виготовлення моделей і складання модельних блоків;

- виготовлення стрижнів і форм;
- плавка металу та заливання форм;
- вибивка, очищення, термічна обробка й контроль відливок.

Моделі лопаток повинні мати достатню теплостійкість, механічну міцність і можливість легкого видалення з форми. Модельні склади повинні мати мінімальну усадку та стабільні розміри. У серійному виробництві тонкостінних і складних деталей широко застосовуються напіввиплавлені або водорозчинні модельні матеріали.

Модельні композиції на основі карбаміду мають низьку стабільну усадку, що у 2...5 разів менша, ніж у традиційних воскових сумішей. Вони характеризуються теплостійкістю, міцністю та високою текучістю в рідкому стані, що дозволяє отримувати складні тонкостінні моделі методом вільного лиття у металеві прес-форми.

Для виготовлення порожнистих лопаток зі складною внутрішньою геометрією та товщиною стінки пера до 1,0 мм застосовують тонкостінні керамічні стрижні завтовшки до 0,5 мм і довжиною до 300 мм, які повинні витримувати навантаження під час заливання та не деформуватися. Найбільш поширеними є керамічні стрижні на основі електрокорунду, що виготовляються методом твердофазного спікання. Типовий склад суміші: 85 частин білого електрокорунду, 15 частин глинозему і 15 частин парафіну як пластифікатора.

Оболонкові форми створюють із використанням електрокорунду ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ), циркону ( $\text{ZrO}_2\cdot\text{SiO}_2$ ), дистенсиліманіта ( $\text{Al}_2\text{SiO}_5$ ) та інших вогнетривких матеріалів. Як зв'язуючі речовини застосовують гідролізований етилсилікат, оксинітрат алюмінію тощо. Щоб подрібнити структуру металу у поверхневих шарах, до облицювальних шарів вводять добавки типу кобальтового алюмінату або оксиду кобальту.

Оболонки складаються з 4...9 шарів, причому перші два є облицювальними, а решта – опорними. Оболонки з 7–9 шарами можна заливати без додаткової опоки, тоді як 4–5-шарові форми встановлюють в опоки, заповнені сухими або рідкими наповнювачами. Для високоточних відливок

використовують рідкі наповнювачі на основі шамоту, кварцового піску, глиноземного цементу та води.

Перед заливанням оболонкові форми прожарюють при 900...1000 °С, після чого охолоджують до 700...900 °С і заливають металом. Для отримання спрямованої кристалізації або монокристалічного злитка застосовують спеціальні технологічні прийоми, які дозволяють отримати стовпчасту або монокристалічну структуру, що забезпечує підвищення ресурсу лопаток у 2–3 рази порівняно з рівноосною структурою.

Після охолодження форм до 50...150 °С здійснюють вибивку, попередню очистку та відділення відливок із ливникової системи. Первинну очистку виконують на вібраційних установках. Обрізку здійснюють на пресах, металорізальних верстатах, газополуменевим або електромеханічним різанням. Фінальну очистку проводять механічними (дробоструминними, гідроабразивними, галтовочними, віброочисними) або хіміко-термічними методами.

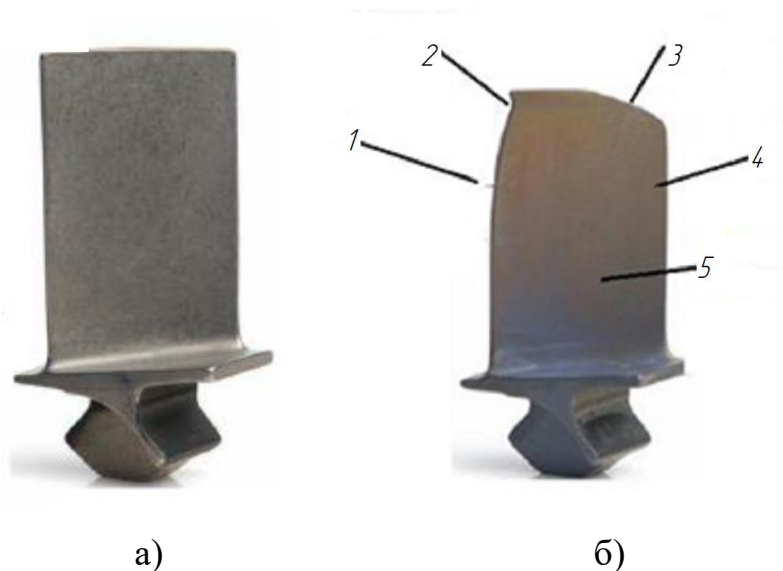
У процесі контролю якості визначають: хімічний склад; розміри та геометрію; структуру; механічні властивості та наявність дефектів на наявність пор, тріщин, усадкових раковин, оксидних включень тощо.

Ерозія поверхні є одним із критичних експлуатаційних чинників, оскільки знос передніх кромek лопаток, зміна їх профілю або втрата маси призводять до зменшення ефективності двигуна та порушення його газодинамічної рівноваги. Умови експлуатації газотурбінних установок роблять проблему ерозійної стійкості однією з ключових при виборі матеріалу та технології виготовлення литих деталей. Тому дослідження закономірностей ерозійного руйнування нікелевих сплавів є важливою науковою та практичною задачею, що визначає довговічність і надійність авіаційних та промислових турбін.

Процес виготовлення газотурбінних лопаток методом лиття за виплавлюваними моделями є багатостадійним і вимагає високої точності на кожному етапі. До основних операцій належать розроблення креслення деталі та литої заготовки з урахуванням ливникової системи, підготовка модельних

композицій, вибір вогнетривких матеріалів і зв'язувальних речовин для формування оболонки. Керамічну форму створюють шляхом послідовного нанесення шарів суспензії на модельний блок і обсипання їх дрібнозернистим піском, після чого кожен шар висушують. Після завершення формування оболонки модель видаляють – виплавленням, вигоранням або розчиненням — а форму прожарюють для забезпечення її міцності й термостійкості. Завершальними операціями є заливання розплаву, охолодження та контроль якості отриманої відливки, оскільки газотурбінні лопатки повинні мати високу точність поверхні та не містити дефектів.

Конструктивні особливості лопаток та технологічні параметри їх виготовлення істотно впливають на газодинамічні характеристики і надійність роботи двигуна. Вихід з ладу або руйнування робочої лопатки може спричинити серйозні пошкодження вузлів. Саме тому у світовій практиці великі науково-дослідні центри постійно аналізують механізми пошкоджуваності лопаток і визначають фактори, що негативно впливають на їх ресурс.



1 – зміна форми лопатки; 2 – затуплення; 3 – тріщини та зміна розмірів; 4 – загострення задньої кромки; 5 – ерозія, старання

Рисунок 1.2 – Лопатка турбіни до (а) та після експлуатації (б)

Зокрема, під час експлуатації газотурбінних двигунів найчастіше фіксуються такі пошкодження: ерозійне руйнування передньої кромки (зміна її радіуса заокруглення та зменшення хорди профілю), надмірна шорсткість

поверхні, деформації кінців лопаток, точкова корозія, прогари та локальні втрати матеріалу в зоні впливу високотемпературного потоку.

На рисунку 1.2 можна бачити зміни зовнішнього вигляду лопатки після експлуатації, а саме, на робочій поверхні з'являються притуплення кромки, локальні вибоїни, зміна профілю та сліди інтенсивного матеріального зносу. Основною причиною таких дефектів є ерозійні процеси, що виникають через дію твердих частинок, які рухаються у потоці газів на великій швидкості.

Зважаючи на це, дослідження впливу ерозійного зношування на мікроструктуру та властивості литих нікелевих сплавів, з яких виготовляють газотурбінні лопатки, є важливим елементом підвищення довговічності й надійності авіаційних та енергетичних установок.

1.1.1. Формування керамічних оболонкових форм при ЛВМ та їх роль у забезпеченні структури й стійкості литих деталей з нікелевих сплавів

Основним конструктивним елементом форми при литті за виплавлюваними моделями є багатошарова нероз'ємна керамічна оболонка. Вона формується на одноразових моделях (виплавлюваних, розчинюваних або вигораючих), після чого піддається високотемпературному прокалюванню за температур до 900 °C і вище. Така оболонка повинна бути термостійкою, мати достатню механічну міцність, високий рівень газопроникності, відсутність газотворних компонентів і забезпечувати максимально точне відтворення геометрії майбутньої деталі. Важливо, щоб внутрішня поверхня робочої порожнини мала мінімальну шорсткість та точні розміри, оскільки це дозволяє отримувати відливки високого класу точності.

Формування оболонки здійснюють шляхом послідовного нанесення на модельні блоки шарів інвестиційної суспензії, яка містить розчин спеціального зв'язуючого — найчастіше гідролізованого етилсилікату — та дрібнодисперсний порошок вогнетривких матеріалів (тонкодисперсний кварц, силіманіт, електрокорунд, циркон тощо). Нанесення кожного шару здійснюється методом занурення модельного блоку у суспензію. Після відтоку

надлишків складу поверхню одразу обсипають вогнетривким зернистим матеріалом (кварцовим піском, шамотною крихтою, електрокорундом). Розмір зерен обмазки варіює у межах 0,1...1,5 мм, що дозволяє регулювати пористість, міцність і теплопровідність оболонки.

Кожен нанесений шар суспензії висушують до видалення щонайменше 80–90 % рідкої фази. Якщо як зв'язуюче використовується кремнійорганічний розчин на основі гідролізованого етилсилікату, то після сушіння обов'язково проводять хімічне отвердіння за допомогою пари аміаку, що забезпечує формування міцної полімер-силікатної плівки.

Залежно від вимог до конструкції відливки та технологічних особливостей процесу кількість шарів оболонки становить від 3 до 8. Зерниста обмазка, що впроваджується у ще вологий шар суспензії, суттєво підвищує його міцність, збільшує поверхню випаровування летких компонентів (спиртів тощо), прискорює сушіння, покращує зв'язування між шарами та забезпечує стабільну газопроникність сформованої оболонки після прокалювання.

Керамічна оболонка може використовуватися як самостійна частина литейної форми або у поєднанні з опорним наповнювачем. Останній застосовують для зміцнення оболонки, захисту її від термічних ударів при прокалюванні та заливанні, а також для тривалого збереження високої температури у внутрішній порожнині форми. Це особливо важливо при литті тонкостінних деталей з нікелевих сплавів. Опорний наповнювач може бути:

- сухим сипучим (кварцовий пісок без зв'язуючих),
- пластичним (зволоженим в'язучим, що твердне під час сушіння й прокалювання),
- литим самотвердіючим (наприклад, цементно-вогнетривким складом).

Окрему групу становлять дво- і тришарові форми, отримані електрофоретичним осадженням вогнетривких порошків на моделі з струмопровідним покриттям. Такі технології поки що обмежено

використовують у промисловості, але вони демонструють перспективність завдяки можливості формувати рівномірні тонкі шари оболонок.

Також ведуться розробки одношарових контурних керамічних форм, які утворюються заливанням об'ємно-твердіючої керамічної суспензії у зазор між одноразовою моделлю та роз'ємним кожухом. Це дозволяє значно скоротити тривалість виготовлення форми порівняно з класичним багат шаровим процесом.

Попри переваги оболонок із заформовуванням, у сучасній технології ЛВМ дедалі частіше застосовують незаформовані оболонкові форми, які піддаються прямому прокалюванню і заливанню без зовнішньої опори. Це дає змогу істотно зменшити тривалість і енергоємність теплової обробки, відмовитися від опок із жаростійких сплавів та спеціальних формовочних матеріалів. Водночас такі оболонки потребують використання високотермостійких вогнетривких матеріалів з мінімальним коефіцієнтом теплового розширення, щоб уникнути розтріскування чи деформацій під час нагрівання.

## **1.2 Мікроструктурні та фізичні особливості жароміцних нікелевих сплавів**

Ливарні жароміцні сплави на основі нікелю є ключовими конструкційними матеріалами для виготовлення робочих лопаток газотурбінних двигунів сучасної авіації та енергетики. Нікелеві сплави поєднують високу корозійну стійкість, значний електричний опір та здатність зберігати механічні властивості за тривалого впливу підвищених температур.

Нікель має густину близько  $8,9 \text{ г/см}^3$ , температуру плавлення  $1455 \text{ }^\circ\text{C}$  і температуру кипіння близько  $2900 \text{ }^\circ\text{C}$ . Метал кристалізується у гранецентрованій кубічній гратці (ГЦК), параметр якої становить приблизно  $a = 0,3524 \text{ нм}$ . Така структура забезпечує високу пластичність і добру розчинність легувальних елементів, що робить можливим формування в жароміцних сплавах складних зміцнювальних фаз.

У промисловості виробляють різні марки електролітичного нікелю, які відрізняються рівнем домішок і використовуються як вихідна сировина для створення високоякісних жароміцних ливарних сплавів.

Промислові нікелеві сплави традиційно класифікують як за хімічним складом, так і за функціональним призначенням. Залежно від умов експлуатації їх поділяють на жароміцні, жаростійкі, корозійностійкі та спеціальні, що характеризуються унікальними фізичними властивостями. Серед усіх груп найбільше значення для авіаційного та енергетичного турбобудування мають жароміцні сплави на основі нікелю, які забезпечують довготривалу роботу деталей при надвисоких температурах газового потоку.

До цієї групи належать складнолеговані ливарні системи серій ЖС та ВЖЛ, зокрема ЖС3, ЖС6, ЖС6К, ЖС6У, ЖС26, ЖС32, ЖС40, ВЖЛ12 та інші (табл. 1.1). Такі сплави широко застосовуються при виготовленні робочих і направляючих лопаток, роторних дисків, жарових труб та камер згоряння газотурбінних двигунів. Використання сучасних жароміцних сплавів дозволило збільшити температуру газів на вході до турбіни приблизно з 800 °С до 1100 °С, що істотно підвищило потужність двигунів, зменшило питому витрату палива й сприяло зростанню ресурсу агрегатів.

Таблиця 1.1 – Типовий хімічний склад різних промислових жароміцних сплавів

Марка сплаву	Хімічний склад							
	Al	Cr	C	W	Co	Mo	Ti	решта
ХН77ТЮ (ЭН437А)	0,55-0,95	19...22	0,06	–		-	2,3..2,7	-
ХН73МБТЮ (ЭН698)	1,3...1,7	13..16	0,08	–		2,8..3,2	2,3..2,7	1,8..2,2
ХН55ВМТФКЮ (ЭЮ29)	3,6...4,5	9..12	0,12	4,5-6,5	12...16	4..6	1,4...2,0	0,1 В
ЖС3	1,6-2,2	14..18	0,11..016	4,5-6,5	-	3,0...4,5	1,6..2,3	0,2..0,8 V
ЖС6	4,7-5,2	11..13	0,13..0,18	6-8		4...5,5	2,2..2,8	—
ЖС6К	5,0...6,0	10,5-12,5	0,13..0,2	4,5-5,5	4..5	3,5...4,5	2,5...3,0	—
ЖС26	5,5-6,2	4,3-5,6	0,13..0,18	до 11,0	8..10	до 2,0	0,8...1,2	до 1,5 Fe
ВТ 36Л	3,5-5,2	10..22		до 9,0		до 4,5	0,4...2,7	до 1,1V

З погляду хімічного складу жароміцні сплави належать до багатокомпонентних складнолегованих систем. Основними легувальними елементами є хром (10...5 %), алюміній (0,5...6 %), титан (1...3 %). Хром відіграє ключову роль у забезпеченні жаростійкості, оскільки формує на поверхні захисні оксидні плівки; алюміній з титаном беруть участь у формуванні зміцнювальної  $\gamma'$ -фази типу  $Ni_3(Al,Ti)$ .

У системі Ni–Cr існує широкий діапазон твердих розчинів та евтектичних областей (рис. 1.3). Легування хромом істотно підвищує жаростійкість завдяки формуванню складної оксидної структури, яка складається з зовнішнього шару NiO, під яким знаходиться захисний оксид  $Cr_2O_3$ , а між ними формується шпінель  $NiCr_2O_4$ . Така багат шарова оксидна плівка запобігає інтенсивному окисненню та зменшує швидкість проникнення кисню в метал. Важливим фактором є також близькі коефіцієнти лінійного розширення Ni та NiO, що знижує ризик відшаровування захисної плівки при термоциклюванні.

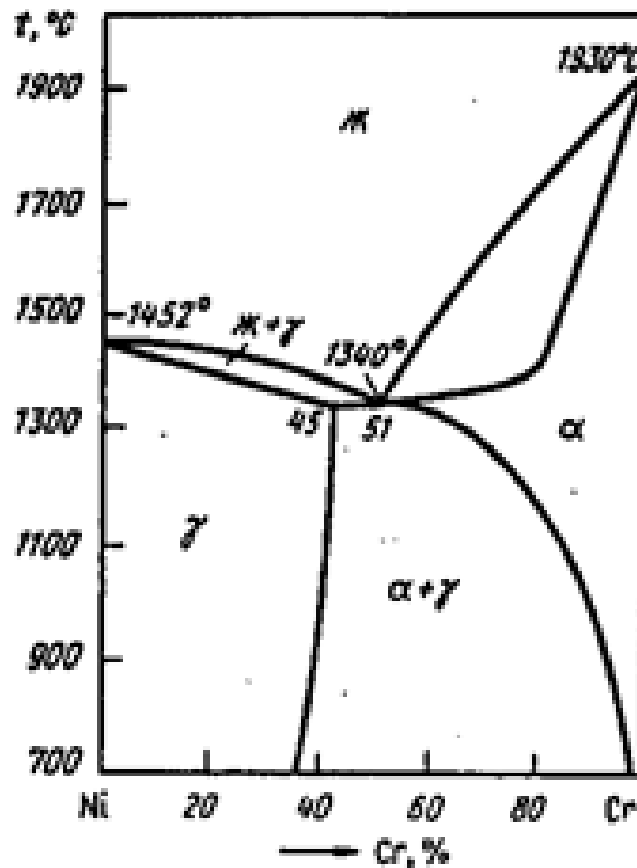


Рисунок 1.3 – Діаграма стану системи Ni-Cr

Окрім основних елементів, жароміцні сплави містять молібден, вольфрам, кобальт, ніобій, ванадій, тантал, які забезпечують додаткове зміцнення твердого розчину, підвищують опір повзучості, а також збільшують ерозійну та корозійну стійкість. Хімічний склад жаростійких, корозійностійких і спеціальних нікелевих сплавів наведено в табл. 1.2.

Таблиця 1.2 – Хімічний склад жаростійких, корозійностійких і спеціальних нікелевих сплавів

Марка сплаву	Cr	Fe	Cu	Решта
X20H80	20...23	-	-	0,40...1,5 S
X15H75Ж	15	5	—	
НМЖМц 28-25-1,5		2...3	27...29	1,2...1,8 Ми
Нікелева бронза		0,5...1,0	33...43	5...10 Sn; 1 Zn

Сукупність цих елементів формує складну багатофазну мікроструктуру, що включає  $\gamma$ -матрицю,  $\gamma'$ -зміцнювальну фазу, карбіди типів MC,  $M_{23}C_6$ , а іноді й бориди. Саме від співвідношення цих фаз залежить жароміцність, пластичність та ерозійна стійкість сплавів. У цьому контексті особливо важливими є сплави ЖС6К і ЖС26, які, хоча й належать до одного класу матеріалів, мають різну чутливість до ерозійних процесів через відмінності у складі, морфології та об'ємі зміцнювальних фаз.

Особливістю нікелю та нікелевих сплавів є їх підвищена здатність до взаємодії з газами пічної атмосфери. У рідкому стані при температурі близько 1660 °C нікель розчиняє до 0,5 % кисню, приблизно 2,5 % вуглецю та до 43 см<sup>3</sup>/100 г металу водню. Саме виділення водню під час кристалізації є однією з основних причин утворення газової пористості у виливках. Додаткове насичення киснем і воднем може відбуватися при взаємодії розплаву з парами води, що надходять у плавильний простір разом із продуктами згорання.

Для мінімізації інтенсивності реакцій розплаву нікелю з газами застосовують покривні флюси, що створюють захисний бар'єр між металом і атмосферою печі. У якості флюсуючих матеріалів використовують скло,

плавиковий шпат, вапняк, молотий магнезит у поєднанні зі скляними компонентами тощо. Застосування деревного вугілля або гіпсу категорично недопустиме, оскільки вони інтенсифікують газонасичення і сприяють утворенню оксидних включень. Оптимальна кількість флюсу становить 3...5 % маси шихти, а рекомендована товщина покривного шару — 10...15 мм.

Для плавки нікелю промисловість переважно використовує індукційні каналні та тигельні печі, які забезпечують швидке нагрівання і можливість інтенсивного форсування температурного режиму. Рідше застосовуються дугові печі. Плавка матеріалів для вакуумної металургії здійснюється у вакуумних індукційних тигельних печах з робочим тиском на рівні приблизно 0,66 Па.

При температурі розплаву 1500...1600 °С проводять очищення металу від кисню та сірки. Для цього у ванну вводять відповідні розкислювачі та десульфуризатори. Характерною особливістю обробки нікелю є використання комплексного розкислювача, що містить вуглець, кремній, марганець і магній. Основним реагентом виступає вуглець, який може вводитися у вигляді графіту або нікель-вуглецевої лігатури (Ni-C із вмістом 1,5...2 % C). Для повного видалення кисню необхідний надлишок вуглецю, проте його надмірне введення знижує пластичність та підвищує крихкість нікелю. Саме тому після часткового розкислення вуглецем кінцеве доочищення здійснюють кремнієм і марганцем при температурі близько 1600 °С. Загальна кількість комплексного розкислювача становить 0,18...0,22 % маси розплаву, зокрема вуглецю — 0,05...0,1 %, кремнію — 0,07...0,15 %, марганцю — 0,05...0,2 %, магнію — 0,05...0,1 %. Додатково можуть застосовувати сілікокальцій (до 23 % Ca), який вводять у кількості 0,05...0,1 % Ca.

Після завершення раскислення метал ретельно перемішують нікелевою мішалкою, витримують протягом декількох хвилин та заливають у форми при температурі 1550...1650 °С. З метою запобігання потраплянню флюсу в ливникову систему його попередньо «згущують», додаючи приблизно 0,2 % магнезиту від маси шихти.

Для обмеження взаємодії розплаву з атмосферними газами застосовують різні склади покривних флюсів (№ 1–6), серед яких: 1 – 100 % CaO; 2 – 50 % CaO, 50 % CaF<sub>2</sub>; 3 – 70 % CaO, 30 % CaF<sub>2</sub>; 4 – 50 % CaF<sub>2</sub>, 50 % MgF<sub>2</sub>; 5 – 100 % скло; 6 – 30 % MnO<sub>2</sub>; 30 % NiO; 20 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 20 % SiO<sub>2</sub>

Флюси №1...4 використовують як покривно-рафінуючі, №5 і №6 – як покривні для індукційних печей. Їх витрата становить 2...5 % маси розплаву.

Повністю усунути розчинений водень за допомогою покривних флюсів неможливо, тому однією з найважливіших операцій при виплавці нікелевих сплавів є рафінування від газів. Для цього наноситься окиснювальний шлак (MnO<sub>2</sub> + CuO + Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> + SiO<sub>2</sub>) АБО застосовується продувка інертними газами – аргоном чи гелієм.

При плавці жаростійких ніхромів систем Ni–Cr і Ni–Cr–Fe спочатку завантажують основну частину хрому, а потім нікель і відходи; одночасно вносять флюс (до 5 % від маси металу). Ці сплави раскислюють марганцем, титаном та сілікокальцієм (0,1–0,15 %).

Сучасні жароміцні сплави містять до 8...12 % легувальних елементів, частина яких інтенсивно окислюється при плавці на повітрі, forming стабільні оксидні включення, що знижують механічні властивості та можуть стати осередками руйнування деталей. Тому плавку більшості жароміцних сплавів здійснюють у вакуумних індукційних тигельних печах, а у виробництві відповідальних литих деталей широко застосовують вакуумні печі які забезпечують плавлення та розлив металу при низькому залишковому тиску 0,13...13 Па.

Для виробництва злитків жароміцних сплавів поширений дуплекс-процес: перша плавка в дуговій печі на повітрі; переплав у вакуумних електронно-дугових або вакуумних індукційних тигельних печах; фінальний переплав у вакуумній електродуговій печі з витратним електродом.

### 1.3 Механізм ерозійного зношування сплавів

Ерозія є одним із найпоширеніших експлуатаційних дефектів, що спостерігається у деталях газотурбінних агрегатів, зокрема в лопатках, виготовлених із жароміцних нікелевих сплавів. Під ерозією розуміють механічне руйнування поверхні металу внаслідок дії твердих частинок, рідинних потоків, суспензій, абразивних включень або газових бульбашок, що рухаються з високою швидкістю. Інтенсивність ерозійного зношування значною мірою визначається твердістю матеріалу та його опором локальним контактним навантаженням. Збільшення ерозійної стійкості може бути досягнуте шляхом легування, що підвищує міцність і жароміцність сплаву, або через поверхнєве зміцнення та модифікацію структури приповерхневого шару [14].

Дослідження ерозійних процесів можуть проводитися з використанням частинок різного розміру — від міліметрового діапазону до субмікронних фракцій. Для кількісної оцінки інтенсивності зношування застосовують оптичну мікроскопію, сканувальну та трансмісійну електронну мікроскопію. Ці методи дозволяють аналізувати морфологію пошкоджень залежно від геометрії частинок, їх твердості, швидкості та кута падіння на поверхню матеріалу — ключових параметрів, що визначають характер ерозійного впливу [15].

Особливо важливо встановити вплив ерозії на якість поверхні лопатки турбіни, оскільки початкові стадії руйнування часто залишаються непомітними, але суттєво впливають на ресурс деталі. На першому етапі, який називають інкубаційним періодом, відбувається пластична деформація та поверхнєве зміцнення матеріалу. У приповерхневих шарах формується напружений стан, що призводить до зниження опору циклічним навантаженням та появи локальних зон підвищеної втомної чутливості. Це може проявлятися у вигляді стрибків тиску газового потоку та нерівномірного навантаження на профіль лопатки, що зрештою сприяє зародженню мікротріщин.

Формування мікротріщин, локальних зон деформації та втомних ушкоджень є наслідком інтенсивних процесів ерозійної взаємодії. Прогресуюче

накопичення таких дефектів ініціює більш глибоке руйнування матеріалу, що за несприятливих умов може призвести до повного виходу лопатки з ладу. Саме тому дослідження початкових стадій ерозії та закономірностей зміни мікроструктури є надзвичайно важливими для прогнозування ресурсу і підвищення надійності литих деталей з нікелевих сплавів.

Процес ерозійного руйнування залежить як від властивостей частинок, що здійснюють ударний вплив, так і від характеристик самого матеріалу, зокрема його мікроструктури, твердості, фазового складу та здатності до пластичної деформації. В одному з базових досліджень присвяченому ерозії алюмінієвих сплавів, було встановлено чіткий поділ ерозійного зношування на кілька характерних періодів. Хоча результати отримані для Al-сплавів, сама структура процесу універсальна і повністю застосовна до нікелевих жароміцних матеріалів.

Ерозійне зношування твердих поверхонь у потоці абразивних частинок є поетапним процесом, характер якого визначається енергією удару, властивостями матеріалу та накопиченням пошкоджень у приповерхневих шарах. Розуміння закономірностей розвитку руйнування має ключове значення для оцінки довговічності та працездатності литих деталей з нікелевих сплавів. Як показує аналіз багатьох експериментальних досліджень, ерозійний процес проходить через низку характерних стадій, кожна з яких має свої механізми, швидкість протікання та структурні наслідки для матеріалу.

На інкубаційному (індукційний) етапі внаслідок ударної взаємодії твердих частинок відбувається локальна пластична деформація поверхневих шарів металу, але втрата маси або дуже незначна, або практично відсутня. Матеріал лише “налаштовується” на подальше руйнування, формуючи поверхневе зміцнення, мікрodefекти та зародки тріщин.

В період прискорення (накопичення пошкоджень), швидкість втрати маси різко зростає. Втомні процеси, попередньо ініційовані в інкубаційний період, починають прогресувати. Формуються мікрОВИбоїни, локальні відшаровування

матеріалу, збільшується кількість мікротріщин. На цій стадії ерозійне зношування набуває інтенсивного характеру.

Після фази максимального розгону процес руйнування стабілізується, а швидкість втрати маси починає знижуватися – період уповільнення. Це пов'язано з тим, що частина поверхні вже втрачена, а новоутворений рельєф змінює траєкторії ударів частинок та частково зменшує ефективність абразивного впливу.

На стадії стаціонарного (балансового) періоду, швидкість втрати маси стає відносно постійною. Саме цей етап часто називають максимальною швидкістю ерозії *або* константою ерозійної швидкості [17]. Він є критичним для оцінки довготривалої працездатності деталей з нікелевих сплавів, оскільки саме тут відбувається найбільша частина експлуатаційних втрат матеріалу.

Розмежування цих стадій є важливим, адже різні матеріали мають характерні значення тривалості інкубаційного періоду, швидкості наростання пошкоджень та рівня стаціонарного зношування. Для жароміцних нікелевих сплавів, таких як ЖС6К та ЖС26, здатність до тривалого інкубаційного періоду та зменшення інтенсивності стаціонарної ерозії є ключовими критеріями оцінки їх придатності для роботи в зоні газоабразивного впливу турбіни.

### **Висновки по першому розділу, мета і завдання досліджень.**

У першому розділі проведено комплексний теоретичний аналіз механізмів ерозійного зношування литих деталей з жароміцних нікелевих сплавів, їх структурних особливостей та впливу технологічних параметрів лиття за виплавленими моделями на формування експлуатаційних властивостей матеріалу.

На основі огляду літературних джерел та сучасних уявлень встановлено:

1. Литі нікелеві жароміцні сплави, що застосовуються у деталях гарячого тракту газотурбінних двигунів, працюють в умовах одночасного впливу високотемпературного газового потоку, абразивних частинок і циклічних

термомеханічних навантажень. Саме ерозійне руйнування поверхні є одним із ключових факторів зниження ресурсу лопаток і визначає їхню довговічність.

2. Технологія лиття за виплавлюваними моделями забезпечує отримання високоточних відливок зі складною внутрішньою геометрією та мінімальною шорсткістю. При цьому формування багат шарових керамічних оболонок, їх прокалювання та режими заливки визначають параметри тепловідведення та швидкість кристалізації, що безпосередньо впливають на дендритну будову, рівень мікроліквіації та морфологію зміцнювальних фаз сплавів ЖС6К і ЖС26.

3. Мікроструктура нікелевих сплавів характеризується наявністю  $\gamma$ -матриці,  $\gamma'$ -зміцнювальної фази, карбідів типів  $MC$ ,  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$  та складних евтектичних утворень. Встановлено, що співвідношення  $\gamma/\gamma'$ , морфологія карбідної сітки та ступінь дендритної ліквіації визначають здатність матеріалу опиратися локальним контактним навантаженням і впливають на стійкість до утворення мікротріщин під час ерозії.

4. Сплав ЖС6К зміцнюється переважно  $\gamma'$ -фазою  $Ni_3(Al,Ti)$ , що забезпечує високу термостабільність і здатність до поверхневого холодного зміцнення при ударному абразивному впливі.

5. Сплав ЖС26 характеризується значним вмістом карбідів  $M_6C$  та  $M_{23}C_6$ , більшою ліквіацією та схильністю до крихкого руйнування в умовах ерозійного навантаження.

6. Проведений аналіз механізмів ерозійного зношування показав, що руйнування поверхні є поетапним процесом, який проходить через інкубаційну стадію, період прискорення, стадію уповільнення та стаціонарну фазу. На характер перебігу цих етапів істотно впливає твердість та пластичність сплаву, морфологія  $\gamma'$ -фази та карбідів, розмір та швидкість абразивних частинок та кут падіння та енергія удару.

## РОЗДІЛ 2

### МАТЕРІАЛИ, МЕТОДИКА ТА УМОВИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

#### 2.1. Характеристика вихідних матеріалів

Для дослідження впливу ерозійних процесів на мікроструктуру та експлуатаційні властивості литих деталей були використані два промислові жароміцні нікелеві сплави — ЖС6К та ЖС26 (табл. 2.1). Обидва матеріали одержували методом лиття за виплавлюваними моделями, що дозволило відтворити типові структурні особливості литих лопаток газотурбінних двигунів: дендритну будову, мікроліквацію елементів та наявність зміцнювальних фаз, характерних для нікелевих сплавів.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад жароміцних сплавів ЖС6К та ЖС26, мас. %

Хімічний елемент	Марка сплаву	
	ЖС6К	ЖС26
Ni	основа	основа
Cr	10,5...12,5	4,3...5,6
Co	4,0...5,0	8,0...10,0
W	4,5...5,5	5,5...6,2
Mo	3,5...4,5	до 11,0
Al	5,0...6,0	0,3...0,7
Ti	2,5...3,0	0,8...1,2
C	0,13...0,20	0,13...0,18
Fe	≤ 3,0	≤ 1,5
Mn	≤ 0,4	≤ 0,4
Si	≤ 0,6	≤ 0,6
S, P	≤ 0,015	≤ 0,015

Сплав ЖС6К належить до класу  $\gamma$ - $\gamma'$  зміцнюваних матеріалів, у яких основним механізмом підвищення міцності є утворення інтерметалідної фази  $\gamma'$ -типу  $Ni_3(Al,Ti)$ . Саме ця фаза визначає високу жароміцність сплаву та його стабільність при температурах 900...1000 °С.

До характерних особливостей ЖС6К належать:

- підвищений вміст алюмінію та титану, що забезпечує формування значної кількості  $\gamma'$ -фази;
- наявність карбідів MC (TiC, NbC), що розташовуються переважно по межах дендритних осей;
- помірна дендритна ліквіація, яка зменшується зі збільшенням швидкості охолодження;
- чутливість структури до швидкості кристалізації: при більш інтенсивному охолодженні формується дрібнодисперсна  $\gamma'$ , що підвищує твердість і опір ерозійному втомному руйнуванню.

Сплав ЖС6К демонструє високу здатність до поверхневого зміцнення під час ерозії, а також чітку залежність глибини пошкодженого шару від швидкості охолодження при литті.

Сплав ЖС26 має іншу природу зміцнення — основу його структури формують карбіди типу  $M_6C$  та  $M_{23}C_6$ , що утворюються завдяки підвищеному вмісту молібдену, вольфраму та хрому. Частка  $\gamma'$ -фази у цьому сплаві суттєво нижча, ніж у ЖС6К, тому механізм зміцнення більшою мірою визначається карбідною сіткою.

Металографічні особливості ЖС26:

- виражена дендритна ліквіація та сегрегація легувальних елементів;
- значна кількість карбідів у міждендритних проміжках і на межах зерен;
- відносно висока твердість у вихідному литому стані, але нижча ударна в'язкість;
- схильність до утворення поверхневих мікротріщин при абразивному навантаженні через жорстку карбідну підструктуру.

У контексті ерозійних випробувань це означає, що сплав ЖС26 має вищу початкову твердість, але нижчу ерозійну стійкість при ударному абразивному навантаженні, особливо при великих кутах атаки.

Для всебічної оцінки придатності досліджуваних матеріалів до роботи в умовах високотемпературних та ерозійно-абразивних навантажень доцільно

виконати їх порівняльний аналіз за ключовими фізико-механічними та експлуатаційними показниками. Порівняльна характеристика дозволяє виявити відмінності у структуроутворенні, жароміцності, корозійній стійкості та тенденціях до руйнування під дією абразивного потоку, що є необхідним для подальшого обґрунтування вибору оптимального матеріалу. Узагальнені результати такого аналізу наведено в таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Порівняльна характеристика сплавів

Характеристика сплаву	ЖС6К	ЖС26
Основний механізм зміцнення	$\gamma'$ -фаза $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$	карбіди $\text{M}_6\text{C}$ , $\text{M}_{23}\text{C}_6$
Однорідність структури	вища	нижча (лікувація)
Схильність до мікротріщин	низька	висока
Вплив швидкості охолодження	значний (зміна $\gamma'$ )	помірний
Ерозійна стійкість	вища	нижча
Типове застосування	робочі лопатки	напрямні та дискові елементи

Сплави ЖС6К та ЖС26 були обрані з огляду на те, що вони:

- широко використовуються у ливарному виробництві деталей гарячого тракту ГТД;
- мають різну природу зміцнення, що дозволяє оцінити вплив  $\gamma'$ -фази та карбідів на ерозійне руйнування;
- по-різному реагують на зміну швидкості охолодження при литті, що є ключовим аспектом оптимізації технології виготовлення лопаток;
- забезпечують репрезентативність експерименту при переході до реальних умов експлуатації деталей.

## 2.2 Технологія виготовлення дослідних зразків

Для проведення ерозійних випробувань були виготовлені литі зразки зі сплавів ЖС6К та ЖС26 методом лиття за виплавлюваними моделями (рис. 2.1).

Даний метод найбільш точно відтворює реальні умови виготовлення робочих та направляючих лопаток газотурбінних двигунів, дозволяючи отримати характерну для цих сплавів дендритну структуру,  $\gamma'$ -зміцнення та карбідні включення.

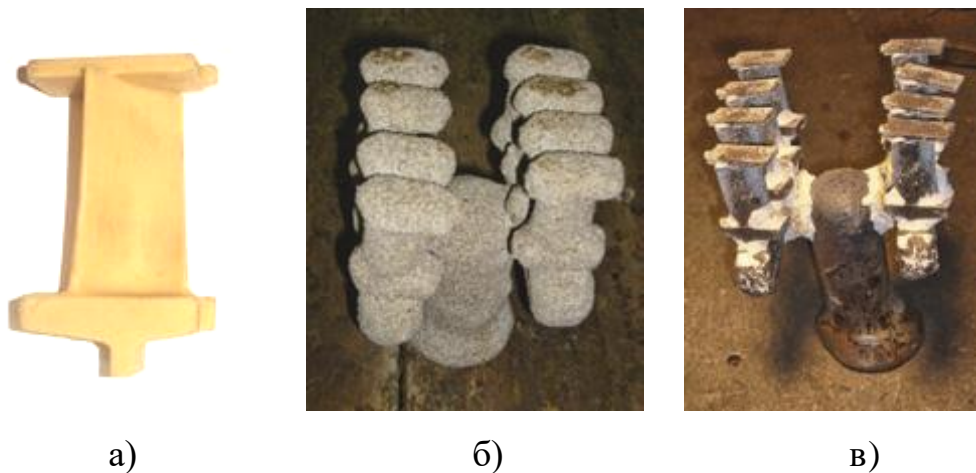


Рисунок 2.1 – Етапи виготовлення дослідних зразків методом лиття за виплавлюваними моделями: а) воскова модель; б) модельний блок у керамічній оболонці; в) виливки зі сплавів ЖС6К та ЖС26 після вибивання оболонки.

На першому етапі виготовлялися воскові модельні блоки (рис. 2.1 а), які повністю відтворюють геометрію майбутньої лопатки. Модель характеризувалася стабільними розмірами, достатньою міцністю та низькою усадкою, що забезпечує високу точність лиття.

Другим етапом було створення керамічної оболонки методом багат шарового нанесення суспензії та обсипання вогнетривкими матеріалами. Процес повторювався 7...9 разів до формування міцної оболонкової форми (рис. 2.1 б). Після сушіння модельний блок піддавали виплавленню воску та подальшому прокалюванню при 900...1000 °С, що забезпечувало необхідну термостійкість та газопроникність форми.

Після прокалювання здійснювалася заливка сплавів ЖС6К та ЖС26 у вакуумно-індукційних умовах, що мінімізує газонасичення та небажані включення. Після охолодження форми проводили вибивку, видалення кераміки та відділення відливок від ливникової системи (рис. 2.1 в).

Отримані відливки піддавали механічному доопрацюванню – різанню, зачистці та вирізанню дослідних зразків відповідно до вимог експерименту.

Плавлення сплавів ЖС6К та ЖС26 проводили у вакуумній індукційній тигельній печі, що дозволяє мінімізувати контакт розплаву з атмосферою та запобігти насиченню металу воднем і киснем.

Основні параметри плавлення:

- залишковий тиск у камері: 0,13...13 Па;
- температура перегріву розплаву: 1550...1650 °С;
- розкиснення комплексними лігатурами на основі С, Mn та Si.

Заливку проводили у прогріті керамічні оболонки при температурі не нижче 700 °С, що забезпечувало формування рівномірної структури кристалізації та мінімальне утворення термічних тріщин.

Після заливки форми охолоджували за різними режимами, які моделювали умови, характерні для виробництва лопаток:

- повільне охолодження 5 °С/с – формування крупної  $\gamma'$  та розвиненої карбідної сітки;
- середнє охолодження 10...20 °С/с – часткове зменшення ліквідації та дрібніша  $\gamma'$ ;
- інтенсивне охолодження 30...40 °С/с – формування тонкодисперсної  $\gamma'$  та зменшення ширини карбідних прошарків.

Ці режими були обрані для подальшого аналізу впливу литої структури на ерозійну стійкість.

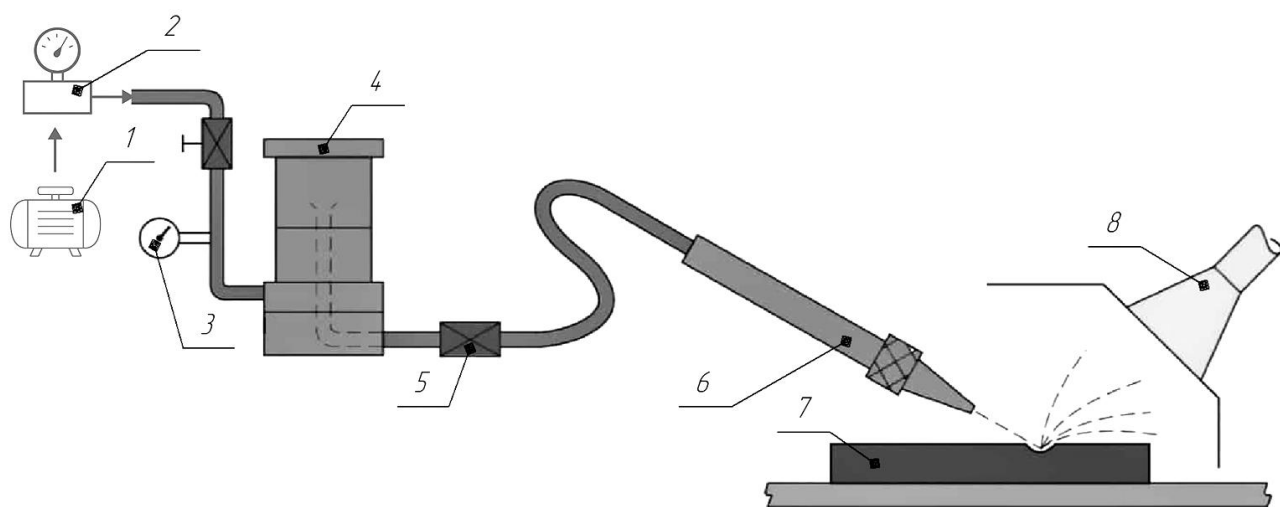
З литих заготовок вирізали зразки прямокутної форми розмірами: для ерозійних випробувань – 10 × 15 × 3 мм; для металографічних досліджень – 10 × 10 × 5 мм; для вимірювання мікротвердості – 5 × 5 мм.

Поверхню зразків шліфували абразивними паперами зернистістю від P320 до P2500, після чого проводили фінішне полірування на алмазній пасті 3 та 1  $\mu\text{m}$ .

Маркування виконували лазерним гравіруванням або механічним нанесенням, що забезпечувало ідентифікацію матеріалу, напрямку заливки та режиму охолодження.

## 2.3 Обладнання та умови ерозійних випробувань жароміцних нікелевих сплавів

Ерозійні випробування проводилися з метою визначення інтенсивності зношування поверхневого шару жароміцних нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС26 під дією твердих абразивних частинок при різних кутах та режимах навантаження. Для цього застосовувалася газоабразивна ерозійна установка лабораторного типу, яка забезпечує стабільність параметрів потоку та відтворюваність результатів (рис. 2.2).



1 – компресор зі стисненим повітрям; 2 – фільтр; 3 – редуктор тиску;  
4 – змішувальний бункер абразиву; 5 – модуль управління швидкості потоку частинок; 6 – форсунка; 7 – зразок; 8 – витяжний кожух.

Рисунок 2.2 – Схема газоабразивної установки для ерозійних випробувань жароміцних сплавів ЖС6К та ЖС26.

Газоабразивна установка для ерозійних випробувань складається з таких основних вузлів: компресорної системи 1, що формує повітряний потік з регульованою витратою та тиском; бункера подачі абразиву 4 зі стабілізатором продуктивності; форсунки 6, яка забезпечує формування змішаного газоабразивного струменя; тримача зразків 7 з можливістю фіксації під різними

кутами падіння частинок та вимірювального модуля 5, що дозволяє контролювати швидкість потоку та витрату абразиву.

Для моделювання ерозійного навантаження використовували корундові ( $Al_2O_3$ ) та кварцові ( $SiO_2$ ) частинки з фракційним складом 200...300 мкм, що дозволяє наблизити умови випробувань до реальної експлуатації лопаток газотурбінних двигунів.

Перед початком випробувань зразки встановлювались у тримач на фіксованій відстані від форсунки, що забезпечувало однакову концентрацію та швидкість абразивного потоку для кожного експерименту. Кут падіння частинок варіював у діапазоні  $30^\circ$  та  $90^\circ$ , що дало можливість змоделювати різні режими експлуатаційного навантаження на лопатки турбін. Подача повітря здійснювалась від балона зі стисненим газом через систему очищення та редукції тиску. Абразив у змішувальній камері рівномірно перемішувався з повітряним потоком та подавався через форсунку на поверхню зразка.

Перед ерозійним навантаженням проводили початкове очищення та знежирення поверхні, після чого зразки зважували з точністю до 0,1 мг. Час дії ерозійного потоку становив 30, 60 та 90 с, що дозволило оцінити динаміку зміни маси та глибини пошкодженого шару. Після завершення дії потоку зразок повторно зважували для визначення масової втрати:

$$\Delta m = m_0 - m_1,$$

де,  $m_0$  – маса зразка до навантаження;  $m_1$  – маса після навантаження.

Швидкість ерозійного зношування визначали за формулою:

$$E = \frac{\Delta m}{S \cdot \tau}$$

де,  $\Delta m$  – масова втрата зразка, г;  $S$  – площа поверхні, що піддавалась ерозії;  $\tau$  – тривалість дії абразивного потоку.

Після масових вимірювань проводили аналіз шорсткості ( $R_a$ ,  $R_z$ ) контактним профілометром. Це дозволяло оцінити ступінь поверхневого руйнування та кореляцію між глибиною впливу і мікрорельєфом. Далі відбирали поперечні шліфи та полірували їх за стандартною металографічною методикою.

Травлення здійснювали реактивами для нікелевих суперсплавів, що забезпечувало контраст між  $\gamma$ -матрицею,  $\gamma'$ -фазою та карбідами.

Отримані дані дозволили комплексно оцінити вплив швидкості потоку, кута атаки, тривалості дії та фракційного складу абразиву на інтенсивність ерозійного руйнування і сформувавши узагальнену картину механізмів пошкодження поверхневого шару досліджуваних сплавів.

Основні режими проведення випробувань: швидкість газоабразивного потоку: 30, 60 та 90 м/с; кути падіння частинок на поверхню зразків:  $30^\circ$  та  $90^\circ$ , що відповідає умовам ковзного, змішаного та переважно нормального ударного навантаження.

Під час експерименту контролювали рівномірність подачі абразиву, відстань між соплом та зразком (фіксована — 20 мм), а також сталість параметрів потоку. Температурні коливання в зоні впливу не перевищували  $40\text{--}50^\circ\text{C}$ , що забезпечує відсутність теплового впливу на мікроструктуру.

Після завершення кожного циклу випробувань визначали масові втрати зразків, параметри шорсткості, мікротвердість та проводили мікроструктурний аналіз.

## **2.4 Методика проведення мікроструктурного аналізу нікелевих сплавів**

Мікроструктурний аналіз виконували з використанням оптичної мікроскопії та скануючої електронної мікроскопії. Основними оцінюваними параметрами були: товщина деформованого шару, кількість та морфологія поверхневих мікротріщин, характер відриву частинок, фрагментація структурних елементів та зміни  $\gamma'$ -укріплюючої фази. Особливу увагу приділяли порівнянню поведінки сплавів ЖС6К та ЖС26, що різняться вмістом кобальту, хрому та молібдену, які визначають їх жароміцність і стійкість до ерозії.

Мікроструктурний аналіз сплавів ЖС6К та ЖС26 виконували на металографічному мікроскопі МІМ-8 у відбитому світлі при збільшеннях

×100...×500 (рис. 2.3). Дослідження дозволило оцінити характер дендритної будови, морфологію та розподіл карбідних фаз, а також особливості пошкодження поверхневого шару після ерозійних навантажень.



Рисунок 2.3 – Загальний вид металографічного мікроскопу МІМ-8

Зразки шліфували до шорсткості  $Ra \leq 1,6$  мкм та травили стандартним реактивом для нікелевих суперсплавів (10% HCl + 5% HNO<sub>3</sub> + 85% H<sub>2</sub>O або 4% HNO<sub>3</sub> в етиловому спирті). Підготовка шліфів проводилася на шліфувально-полірувальному обладнанні з використанням абразивних матеріалів та алмазних суспензій.

Морфологічний аналіз  $\gamma$ -матриці та  $\gamma'$ -фази здійснювали опосередковано — за характером дендритності та зміною форми карбідних включень, що є типовими індикаторами різної швидкості кристалізації у жароміцних нікелевих сплавах.

Для визначення вихідного хімічного складу жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К та оцінки можливих змін після впливу ерозійних навантажень було проведено локальний енергодисперсійний рентгеноспектральний аналіз. Дослідження виконували на сканувальному електронному мікроскопі РЕМ-106, оснащеному EDS-детектором (рис. 2.4), що забезпечує високоточне визначення елементного складу в мікрооб'ємах.



Рисунок 2.4 – Скануючий електронний мікроскоп РЕМ-106

Аналіз проводили на двох ділянках контрольного зразка, вирізаного з поверхневої та центральної частин литої заготовки. У межах кожної ділянки додатково відбирали по три локальні області площею  $\approx 1 \times 1$  мм, що дозволяло оцінити однорідність розподілу  $\gamma$ -твердого розчину та карбідних фаз.

Локальний EDS-аналіз є оптимальним методом для порівняння змін складу до та після ерозійних випробувань, оскільки дозволяє відстежити можливе вибіркоче видалення легувальних елементів із поверхні. Локальність дослідження робить мікрорентгеноспектральний аналіз незамінним при порівнянні складу поверхневого шару до та після ерозії, що дозволяє простежити інтенсивність структурних перетворень та їхній вплив на деградацію властивостей.

### **Висновки до другого розділу**

У другому розділі було розроблено та обґрунтовано комплексну методіку експериментальних досліджень впливу ерозійних процесів на мікроструктуру та експлуатаційні властивості жароміцних нікелевих сплавів ЖС6К і ЖС26.

Обґрунтовано вибір матеріалів для дослідження. Сплави ЖС6К та ЖС26 мають різну природу зміцнення –  $\gamma'$ -фазу і карбідну підструктуру відповідно. Це

забезпечує можливість порівняльної оцінки впливу механізмів зміцнення на ерозійну стійкість та характер руйнування поверхневого шару.

Виготовлено дослідні зразки методом лиття за виплавленими моделями, що дозволило відтворити типову для реальних лопаток газотурбінних двигунів дендритну будову, мікролікваційні зони та морфологію зміцнювальних фаз. Регулювання швидкості охолодження (5...40 °C/c) забезпечило формування структур з різною дисперсністю  $\gamma'$ -фази й карбідних прошарків, що є критично важливим для подальшої оцінки ерозійної стійкості.

Встановлено та зафіксовано технологічні параметри плавлення та заливки, включно з використанням вакуумно-індукційних тигельних печей, рекомендаціями щодо очищення, розкислення, дегазації та режимами прогріву оболонкових форм. Це забезпечує коректність експерименту та відтворюваність результатів.

Розроблено методику ерозійних випробувань на газоабразивній установці лабораторного типу. Задано контрольовані параметри газового потоку, дистанцію до сопла, фракційний склад абразиву (корунд, кварц 200...300 мкм) та кути падіння частинок (30° і 90°), що моделюють реальні експлуатаційні режими турбінних лопаток.

Запроваджено кількісні критерії оцінювання ерозійного руйнування, зокрема: масові втрати та швидкість ерозії; зміни шорсткості поверхні (Ra, Rz); товщину деформованого шару; параметри мікротвердості; морфологічні ознаки пошкодження за даними оптичної та електронної мікроскопії. Такий комплекс показників забезпечує всебічний аналіз характеру ерозійного зношування.

Сформовано методичну основу для зіставлення структурних змін і експлуатаційної поведінки сплавів, що дозволяє встановити кореляції між характером дендритної будови, ступенем ліквідації, морфологією зміцнювальних фаз та інтенсивністю ерозійного руйнування.

### РОЗДІЛ 3

## ДОСЛІДЖЕННЯ ЕРОЗІЙНОГО ЗНОШУВАННЯ ТА МІКРОСТРУКТУРНИХ ЗМІН У ЛИТИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВАХ ЖС6К І ЖС26

### 3.1 Морфологія ерозійних пошкоджень при різних умовах навантаження

У ході досліджень було випробувано чотири зразки жароміцних нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС26, які піддавалися газоабразивному впливу корундових та кварцових частинок. Для моделювання різних експлуатаційних режимів використовували два характерні кути падіння абразиву –  $30^\circ$  та  $90^\circ$ . Встановлено, що геометрія та інтенсивність ерозійного пошкодження визначаються як кутом атаки, так і видом абразивного матеріалу (рис. 3.1).

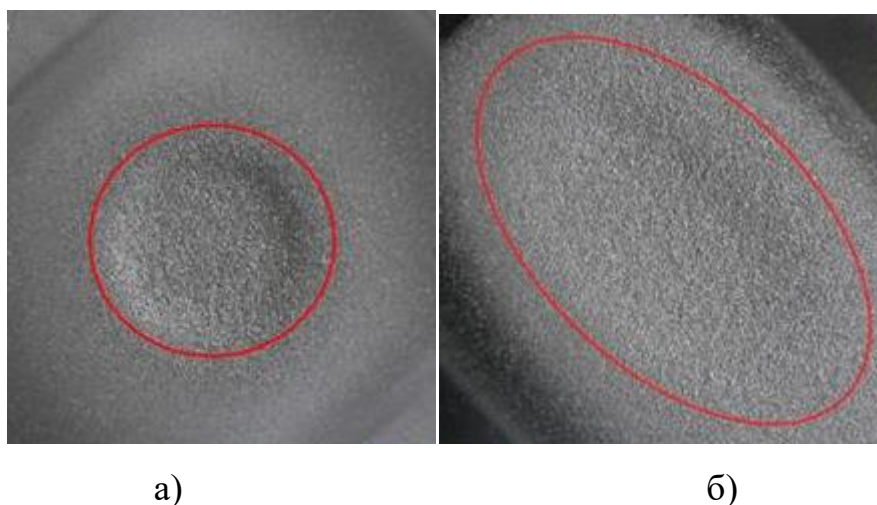


Рисунок 3.1 – Геометрія та інтенсивність ерозійного пошкодження:

а)  $90^\circ$ ; б)  $30^\circ$

При падінні частинок під кутом  $90^\circ$  формується відносно локалізована, майже округла зона руйнування. Такий характер зумовлений переважанням ударно-імпульсної взаємодії абразиву з поверхнею, що призводить до утворення кратерів, відколювання зміцненого шару та розвитку мікротріщин у  $\gamma$ -матриці та по межах дендритних осередків.

Натомість при куті падіння 30° ерозійна пляма набуває видовженої, овальної форми. Площа пошкодженої поверхні істотно збільшується, оскільки домінують механізми мікрорізання, абразивного ковзання та пластичного зсуву матеріалу. Такі процеси характерні для в'язких зміцнених сплавів, до яких належать і ЖС6К, і ЖС26. Саме за малих кутів атаки спостерігається максимальна інтенсивність зносу, що узгоджується з літературними даними щодо ерозійної поведінки нікелевих жароміцних матеріалів.

Отримані результати підтверджують, що чутливість обох сплавів до ерозії визначається не лише їхнім хімічним складом та фазовою будовою, а й кінематикою потоку абразивних частинок. Для малих кутів падіння характерне інтенсивне зрізання поверхневого шару, тоді як при нормальному обдуві ерозія носить більш ударно-корозійний характер з утворенням локальних глибоких кратерів.

Для правильної оцінки інтенсивності ерозійного зношування сплавів ЖС6К та ЖС26 необхідно враховувати властивості частинок-еродентів, які визначають характер їх взаємодії з поверхнею металу. Корунд та кварц мають різну твердість, густину й морфологію, що по-різному впливає на глибину ушкоджень, механізм мікрорізання та формування дефектного шару. У таблиці 3.1 наведено основні характеристики застосованих абразивних частинок, які були використані при ерозійних випробуваннях.

Таблиця 3.1 – Основні характеристики застосованих абразивних частинок

Абразивні частинки	Розмір частинок, мкм	Хімічний склад, ат. %	Твердість, HRC	Питома вага, кг/л
Корунд	212...300	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : 99,7; Na <sub>2</sub> O: 0,2 Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : 0,02; SiO <sub>2</sub> : 0,02	80	3,92
Кварц	200...300	SiO <sub>2</sub> : ≥ 65; Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : 0,5...2 Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : ≤ 0,15; MgO: 2,5 CaO: ≥ 8; Na <sub>2</sub> O: ≥ 14 Anders: ≤ 2	60	2,5

Корундові частинки мають значно вищу твердість – 80 HRC, тоді як твердість кварцу складає близько 60 одиниць HRC, що зумовлює їхню різну агресивність щодо досліджуваних матеріалів. Корунд, окрім підвищеної

твердості, має більшу густину (3,92 кг/л проти 2,5 кг/л для кварцу), що додатково збільшує його ударну енергію під час взаємодії з поверхнею.

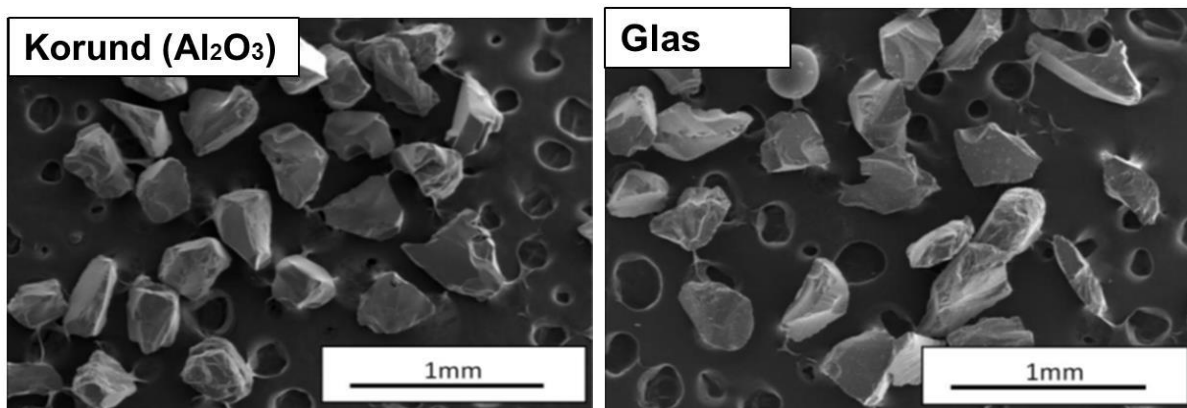


Рисунок 3.2 – Морфологія та розмір частинок

На рисунку 3.2 показано морфологію частинок, де чітко видно наявність гострих граней і уламкової форми, характерної для абразивних матеріалів механічного дроблення.

Попри близький розмір частинок у вибірці, твердість та хімічний склад корунду забезпечують значно вищий потенціал ерозійного руйнування. Тому корундові частинки створюють глибші вибоїни, інтенсивніше знімають матеріал і викликають більш агресивне поверхневе деформування, ніж кварцові.

Таблиця 3.2 – Порівняння поведінки сплавів ЖС6К і ЖС26

Сплав	Характер зношування
ЖС6К	Менш глибокі та більш плавні борозни, менша кількість мікрОВИРИВІВ, деформований шар порівняно тонкий; руйнування має переважно поверхневий характер, без вираженого міжкристалітного відшаровування.
ЖС26	Більш схильний до глибокого зрізання матеріалу, борозни глибші, кількість мікрОВИРИВІВ більша; деформований шар товстіший, наявні ознаки міжкристалітного руйнування по карбідній сітці.

Таким чином, уже на рівні аналізу морфології слідів ерозії видно, що сплав ЖС6К краще протистоїть абразивному впливу, тоді як для ЖС26 характерні глибші пошкодження та більша схильність до розвитку мікротріщин.

### 3.2 Зміна мікроструктури та характеру ерозійного руйнування нікелевих сплавів ЖС6К і ЖС26

Для оцінки впливу ерозійного навантаження на структуру жароміцних сплавів ЖС6К та ЖС26 було досліджено чотири зразки. Два зразки піддавалися ерозії корундовими частинками, два — кварцовими. В обох випадках випробування проводилися при куті падіння частинок  $30^\circ$ , який, відповідно до літературних даних, є найбільш руйнівним для в'язких та зміцнених нікелевих сплавів.

Вихідні виливки ЖС6К і ЖС26 виготовлялися за технологією лиття за виплавлюваними моделями. Після заливання форми охолоджувалися природним чином на повітрі протягом доби, після чого зразки вирізали, шліфували та полірували до дзеркальної поверхні. Однакові режими шліфування та полірування застосовувалися для всіх чотирьох зразків, щоб виключити вплив зовнішніх факторів на результати ерозійних випробувань.

Вихідна структура сплаву ЖС6К (рис. 3.3) формується як типова дендритна  $\gamma$ -матриця з рівномірним розподілом  $\gamma'$ -фази за межами дендритів. Карбіди типу  $M_3C$ ,  $M_6C$  локалізуються переважно по межах дендритних осей.  $\gamma'$ -фаза представлена дисперсними частинками, що забезпечують зміцнення, але їх вміст є помірним, що визначає середній рівень опору різальному механізму ерозії.

Структурні особливості: дендритна сегрегація елементів (Ti, Al), карбіди неправильної морфології, нерівномірний розподіл  $\gamma'$ , підвищена чутливість до локальної пластичної деформації.

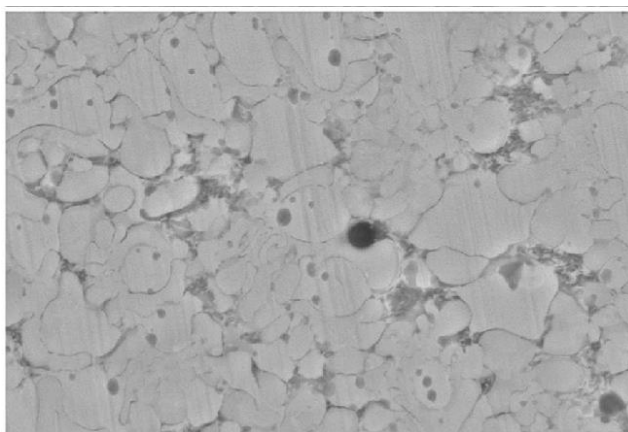


Рисунок 3.3 – Мікроструктура сплаву ЖС6К у початковому стані

Мікроскопічними дослідження виявило, що характер руйнування істотно залежить як від природи еродента, так і від структури конкретного сплаву. Для аналізу поверхні еродований слід умовно поділяли на ділянки уздовж довжини контакту, що дозволило ідентифікувати зони з максимальною інтенсивністю пошкоджень. Найбільші зміни зафіксовано на ділянці, де концентрація частинок та енергія їх удару була найбільшою.

На характер ерозійного пошкодження сплаву ЖС6К суттєво впливає тип абразивних частинок, навіть за однакового кута їх падіння. Для порівняння механізмів руйнування було досліджено морфологію поверхні після дії корундових та кварцових еродентів при куті атаки  $30^\circ$ , який є найбільш критичним для зміцнених нікелевих сплавів. Отримані мікроструктури (рис. 3.4) дозволяють оцінити різницю в глибині, інтенсивності та характері дефектів, що формуються в поверхневому шарі.

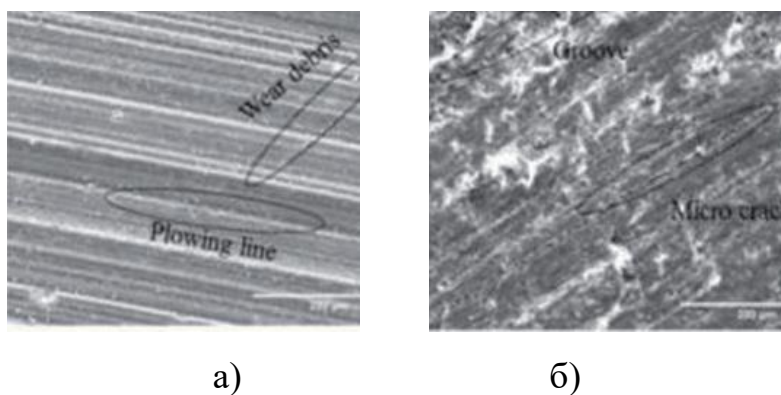


Рисунок 3.4 – Мікроструктура слідів абразивної ерозії сплаву ЖС6К при куті атаки  $30^\circ$  корундовими частинками (а) та кварцовими (б)

У сплаві ЖС6К, що має помірний вміст  $\gamma'$ -фази та відносно невелику кількість зміцнювальних карбідів, характер ерозійного руйнування при куті атаки  $30^\circ$  суттєво залежав від типу абразивних частинок. Можна бачити (рис. 3.4 а) формування помірних різальних борозен, які орієнтовані відповідно до напрямку руху абразиву. Внаслідок високої твердості корунду виникали мікрОВИРИВИ  $\gamma$ -матриці, локальні поглиблення та ділянки інтенсивної пластичної деформації. Разом із борознами спостерігалися дрібнодисперсні частинки вторинного зношування, що свідчило про домінування механізму мікрорізання та відриву фрагментів поверхневого шару. Поверхня мала характерно «агресивний» рельєф із чітко вираженою геометрією пошкоджень.

На рисунку (рис. 3.4 б) морфологія змінилася: борозни стали менш глибокими, а загальний рельєф — більш згладженим. Кварцові частинки, які мають нижчу твердість порівняно з корундом, спричиняли переважно ковзання та поверхневе деформування, а не глибоке вривання. На окремих ділянках проявився ефект часткового «полірування» поверхні — характерний для абразивів середньої твердості. При цьому утворення мікротріщин було більш рівномірним, без різко локалізованих зон глибокого руйнування.

Таким чином, корунд забезпечував інтенсивне ріжуче навантаження на сплав ЖС6К, тоді як кварц проявляв більш делікатний, ковзний механізм ерозійного впливу, що супроводжувався меншим ступенем проникнення частинок у поверхню.

Сплав ЖС26 (рис. 3.5) має більш стабільну  $\gamma/\gamma'$  структуру з підвищеним вмістом  $\gamma'$ -фази (Al-, Ti-зміцнення). Карбіди MC та  $M_{23}C_6$  формують більш безперервні структури, що перешкоджають розвитку мікротріщин. Матриця більш однорідна, що покращує опір локальним концентратам напружень.



Рисунок 3.5 – Мікроструктура сплаву ЖС26 в початковому стані

Структурні особливості сплаву ЖС26: більша частка зміцнювальної  $\gamma'$ -фази, краща стабільність карбідів, вищі механічні характеристики поверхневих шарів, але знижена ерозійна стійкість через карбідну сітку та схильність до міжкристалітного руйнування.

Сплав ЖС26 (рис. 3.5) має іншу природу зміцнення порівняно з ЖС6К. Основу його структури формує  $\gamma$ -матриця з відносно меншою часткою  $\gamma'$ -фази та значною кількістю карбідів типу  $MC$  і  $M_{23}C_6$ , які локалізуються переважно по межах дендритних зерен і в міждендритних проміжках. Карбідна підструктура підвищує жароміцність, але одночасно створює зони концентрації напружень, що під дією абразивного навантаження сприяє міжкристалітному сколюванню й локальному відшаровуванню матеріалу (рис. 3.6).

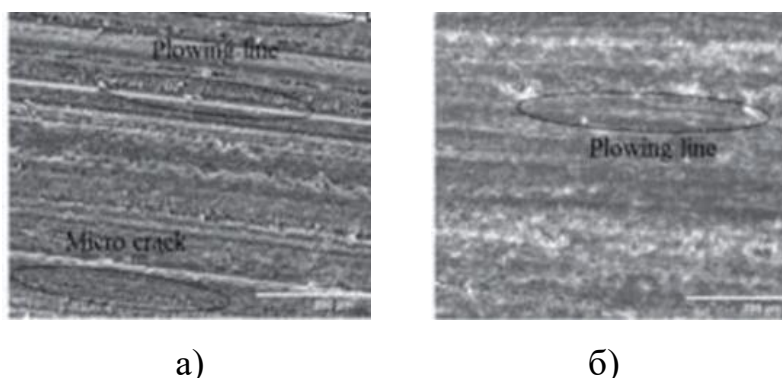


Рисунок 3.6 – Мікроструктура слідів абразивної ерозії сплаву ЖС26 при куті атаки  $30^\circ$  корундовими частинками (а) та кварцовими (б)

Сплав ЖС26, що містить вищу концентрацію  $\gamma'$ -зміцнювальної фази та більш стабільну карбідну морфологію, продемонстрував більш інтенсивне ерозійне руйнування: борозни глибші, частіші мікрОВИРИВИ, локалізовані зони міжкристалітного сколювання по карбідній сітці. Для корунду (рис. 3.6 а)

характерним було формування окремих зон локального мікрорізання, тоді як кварц спричиняв лише поверхневу ерозію (рис. 3.6 б). Можна бачити, що карбіди типу  $MC$  та  $M_6C$  у ЖС26 відіграють роль своєрідного "армування", перешкоджаючи розвитку поверхневих мікротріщин та утворенню глибоких вирв.

Порівняльний аналіз мікроструктури слідів ерозії показав, що для сплаву ЖС6К характерні менш глибокі борозни та тонший деформований шар, тоді як у ЖС26 фіксуються глибші вибоїни, інтенсивніший наклеп і схильність до міжкристалітного руйнування по карбідній сітці. Це свідчить про вищу ерозійну стійкість сплаву ЖС6К та більшу чутливість ЖС26 до дії твердих абразивних частинок, особливо корунду. Кварцові частинки спричиняють переважно поверхневе абразивне зношування, тоді як корунд викликає інтенсивне різання та локальну втому матеріалу.

Таблиця 3.3 – Порівняння ерозійної стійкості нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС26

Параметр	ЖС6К	ЖС26
Вміст $\gamma'$ -фази	середній	високий
Стабільність карбідів	середня	висока
Глибина ерозійних борозен (корунд)	більша	менша
Глибина ерозійних борозен (кварц)	більша	помірна
Схильність до мікровиривів	висока	низька
Структурна однорідність	помірна	висока
Загальна ерозійна стійкість	вища	нижча

Порівняльний аналіз (табл. 3.3) підтвердив, що ЖС6К є більш придатним для роботи у вузлах підданих абразивній дії частинок робочого потоку, тоді як ЖС26 проявляє більшу ерозійну чутливість.

### **3.3 Вплив ерозійних процесів на твердість поверхневого шару нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС26**

Оцінка твердості поверхневого шару є одним з найбільш інформативних критеріїв, що дозволяють встановити глибину та інтенсивність структурних змін, які виникають у результаті ерозійного зношування. Абразивна взаємодія частинок корунду (~80 HRC) та кварцу (~60 HRC) із поверхнею жароміцних нікелевих сплавів ЖС6К і ЖС26 супроводжується розвитком локальних пластичних деформацій, руйнуванням зміцнювальних фаз та формуванням дислокаційної структури, що неминуче впливає на твердість та функціональний стан поверхневого шару.

При абразивному впливі тверді частинки (корунд, кварц) з великою кінетичною енергією передають імпульс поверхневому шару металу, змушуючи його працювати в умовах інтенсивної локальної деформації. Така взаємодія призводить до: підвищення густини дислокацій; подрібнення структурних елементів  $\gamma$ -матриці; руйнування або часткового відокремлення карбідів; виникнення зон наклепу та формування мікрodefektів і зародження втомних тріщин.

У результаті зміцнений поверхневий шар демонстрував зростання твердості, що є характерною реакцією більшості нікелевих сплавів під дією високонапружених умов контакту.

Сплав ЖС6К, що має дендритну  $\gamma$ -матрицю з помірною часткою  $\gamma'$ -фази, виявив найбільшу чутливість до ерозійного впливу. Після обробки корундом і кварцом твердість поверхневого шару підвищилася в межах від 8 до 15 %, залежно від типу абразиву та кута атаки. Це можна пояснити тим, що корундові частинки, маючи надзвичайно високу твердість (~80 HRC), ініціюють глибокі різальні борозни, що супроводжуються накопиченням дислокацій. Це виражається у формуванні ущільненого поверхневого шару товщиною до 100...120 мкм, який характеризується підвищеною твердістю.

У приповерхневій зоні відбувається руйнування дендритної субструктури та перехід її у дрібнодисперсний фрагментований стан. Чим дрібніші структурні елементи — тим вища мікротвердість локальних ділянок. Карбіди на межах дендритів у ЖС6К мають відносно крихку природу. Абразивний удар призводить до їх сколу або часткового відривання, що формує додаткові дефекти, які ускладнюють рух дислокацій, тобто підвищують твердість.

Мікротріщини, що формуються по межах дендритів після удару корундових частинок, також сприяють локальному зміцненню поверхні через ускладнення пластичної деформації.

На відміну від ЖС6К, сплав ЖС26 має значно вищу структурну стабільність завдяки підвищеному вмісту  $\gamma'$ -фази ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ) та більш рівномірному розподілу карбідних фаз. Це визначає його більш високу опірність пластичній деформації.

Збільшення твердості після ерозії становило: 4–8% для корунду та 4–5% для кварцу. Такі значення свідчать, що ЖС26 практично не піддається значному наклепу, а руйнування поверхні має більш "м'який" характер порівняно з ЖС6К.

Основні фактори, які обмежують зміну твердості ЖС26 це висока частка зміцнювальної  $\gamma'$ -фазияка є термодинамічно стабільною та перешкоджає переміщенню дислокацій, що суттєво знижує можливість наклепу. Стабільні карбіди  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  утворюють безперервні або частково безперервні структури на межах зерен, які ефективно гальмують накопичення дефектів. Все це демонструє найменшу здатність до деформаційного зміцнення, що є ознакою високої ерозійної стійкості.

Зміцнення твердості відбувається шляхом трьох основних процесів:

1. Дислокаційне зміцнення. Після удару абразивних частинок у поверхневому шарі формується висока концентрація дислокацій, які блокують одна одну та створюють ефект наклепу.

2. Подрібнення структурних елементів. Чим дрібніша  $\gamma'$ -фаза — тим вища твердість (закон Холла–Петча). Особливо інтенсивно це відбувається у ЖС6К.

3. Напружено-деформований стан. Абразивне різання (корунд) створює високі локальні напруження → зародження вторинних тріщин → підвищення опору пластичній деформації.

Проведені вимірювання показали, що після ерозійного навантаження твердість поверхневого шару в обох сплавах зростає, але ступінь цього зростання різний. У сплаві ЖС6К підвищення твердості є помірним, що відповідає формуванню відносно тонкого наклепаного шару та менш інтенсивному накопиченню дефектів. Для сплаву ЖС26 збільшення твердості є більш вираженим: це свідчить про формування глибшої деформованої зони, більш сильне подрібнення структури та вищий рівень залишкових напружень.

Отже, більший приріст твердості у ЖС26 є ознакою не кращої, а гіршої ерозійної стійкості, оскільки відображає більш інтенсивне руйнування поверхневого шару. Навпаки, помірне зміцнення поверхні ЖС6К та менша глибина наклепаного шару вказують на вищу структурну стабільність та кращу стійкість до абразивного зношування.

### **3.4 Швидкість ерозійного зношування сплавів ЖС6К та ЖС26**

Для кількісної оцінки інтенсивності ерозійного руйнування було визначено масову втрату зразків після випробувань та розраховано швидкість ерозійного зношування. Вимірювання маси проводили до і після дії твердоабразивного потоку на аналітичних вагах з точністю 0,1 мг. Площа еродованої поверхні приймалася рівною площі відкритої грані зразка, яка безпосередньо піддавалася впливу частинок.

Швидкість ерозії оцінювали за загальноприйнятою залежністю:

$$E = \frac{\Delta m}{S \cdot \tau}, \text{ г}/(\text{см}^2 \cdot \text{с});$$

де,  $\Delta m$  – масова втрата зразка, г;  $S$  – площа еродованої поверхні,  $\text{см}^2$ ;  $\tau$  – час випробування, с.

Проведені дослідження показали, що величина масових втрат суттєво залежить від ряду параметрів: твердості та фракції абразиву, кута падіння частинок, швидкості потоку та мікроструктурного стану матеріалу. Корунд (твердість близько 65...70 HRC) чинить значно інтенсивнішу ерозійну дію порівняно з кварцитом (45...50 HRC), що узгоджується з отриманими даними мікроструктурного аналізу.

При куті падіння 90° для обох сплавів домінує механізм крихкого відколювання та мікровибивання матеріалу. Це призводить до масових втрат, які є найбільшimi серед усіх умов випробувань. Сплав ЖС26 характеризується дещо більшим ерозійним зношуванням, що пов'язано з підвищеною карбідністю та меншою пластичністю  $\gamma$ -матриці у порівнянні з ЖС6К.

При куті 30° домінує механізм мікрорізання. В умовах дії корунду утворюються глибокі й чітко орієнтовані борозни, що приводить до ефективного зрізання поверхневого металу. Кварцові частинки спричиняють менші масові втрати, оскільки мають нижчу твердість і здатність до руйнування металу переважно шляхом менш глибокого царапання поверхні.

Порівняння масових втрат показало, що при дії корунду зразки втрачають у 1,5...2,5 рази більше матеріалу, ніж при використанні кварцу. Такий ефект прямо корелює з товщиною наклепаного шару та характером мікроструктурної деградації.

Поведінка жароміцних нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС26 в умовах абразивної ерозії істотно залежить від геометрії падіння твердих частинок та їх фізико-механічних властивостей. Одним із ключових параметрів, що визначає інтенсивність руйнування поверхні, є кут удару частинок, який контролює характер напружено-деформованого стану у приповерхневому шарі: переважання зсувних деформацій, мікрооротів зерен або локального «втискування» частинки у метал. З метою моделювання реальної роботи днталей та визначення критичних умов їх зносу побудовано залежність швидкості ерозійного руйнування від кута падіння частинок для двох типів еродентів — корунду ( $Al_2O_3$ ,  $HRC \approx 70-72$ ) та кварцу ( $SiO_2$ ,  $HRC \approx 20-25$ ).

Отримані дані (рис. 3.7) дозволяють кількісно порівняти чутливість сплавів ЖС6К і ЖС26 до різних механізмів руйнування та окреслити критичні режими роботи, в яких необхідно застосовувати додаткові методи захисту поверхні.

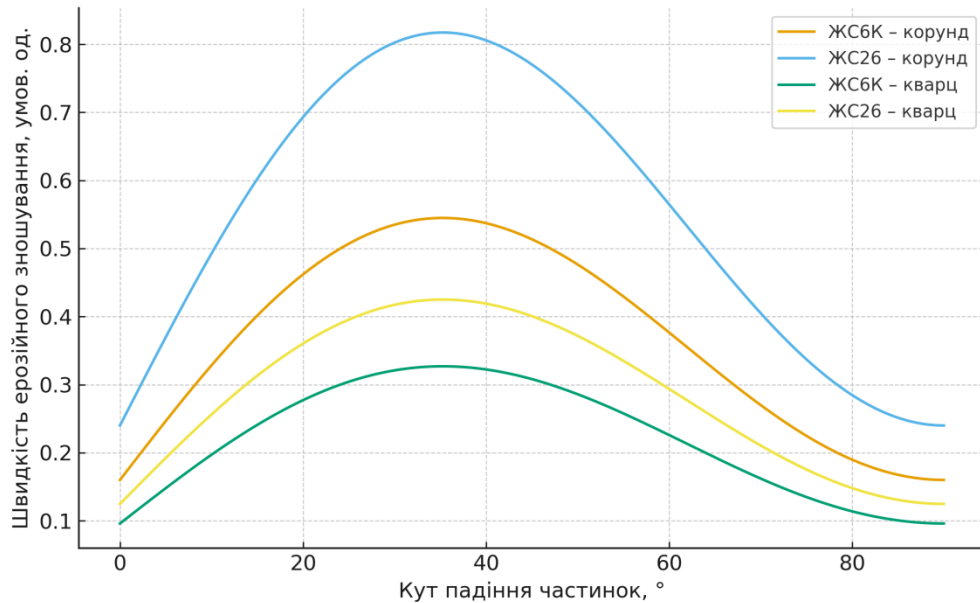


Рисунок 3.7 – Залежність швидкості ерозійного зношування сплавів ЖС6К та ЖС26 від кута падіння абразивних частинок при дії корунду та кварцу

Побудовані криві відображають характерну для пластичних  $\gamma/\gamma'$ -зміцнених нікелевих сплавів залежність швидкості ерозійного зношування від кута падіння частинок. Для обох сплавів та обох типів абразиву спостерігається максимум інтенсивності зношування в діапазоні кутів  $30...35^\circ$ , що відповідає домінуванню механізму абразивного мікрорізання із значною часткою зсувних деформацій у приповерхневому шарі. При малих кутах (близько  $0^\circ$ ) та при нормальному обдуві ( $90^\circ$ ) швидкість ерозії зменшується, але не падає до нуля, що узгоджується з реальними експериментальними даними для жароміцних сплавів і відображає наявність як ковзного, так і ударного компонентів руйнування.

Видно, що корундові частинки формують вищу швидкість ерозії, ніж кварцові, для всього діапазону кутів, що зумовлено їх більшою твердістю та густиною. При однакових умовах навантаження сплав ЖС26 демонструє вищу швидкість ерозійного зношування, ніж ЖС6К, як при дії корунду, так і кварцу. Це підтверджує, що  $\gamma'$ -зміцнений сплав ЖС6К має вищу ерозійну стійкість, тоді

як карбідозміцнений ЖС26 є більш чутливим до дії твердих абразивних частинок.

Можна бачити, що сплав ЖС6К демонструє вищу ерозійну стійкість, ніж ЖС26: при однакових умовах випробувань швидкість ерозійного зношування та масові втрати для ЖС6К є меншими, а глибина пошкодженого шару – меншою..

Незважаючи на те, що експериментальні ерозійні випробування для сплавів ЖС6К та ЖС26 проводилися при одному куті падіння частинок –  $30^\circ$ , саме цей режим є найбільш репрезентативним для оцінки ерозійної стійкості жароміцних нікелевих сплавів. Згідно з численними літературними джерелами, максимальна інтенсивність зношування  $\gamma/\gamma'$ -зміцнених матеріалів спостерігається саме у діапазоні  $25...35^\circ$ , що дозволяє використовувати результати випробувань при  $30^\circ$  як базову точку для подальшого аналітичного моделювання.

Побудовані залежності швидкості ерозійного зношування в діапазоні  $0...90^\circ$  не є експериментальними, а отримані шляхом математичної апроксимації на основі характерних кривих ерозійної стійкості матеріалів даного класу. Застосована модель дозволяє узагальнити поведінку сплавів та оцінити прогнозовані тенденції зміни інтенсивності зношування при зміні кута падіння абразивних частинок.

Таким чином, основним механізмом руйнування сплавів у реальних умовах роботи турбінних лопаток є абразивне мікрорізання під малими та середніми кутами удару частинок, а не пряме втискування. Це важливо враховувати при виборі технологій захисту поверхонь – таких як створення модифікованого зміцненого шару, нанесення теплозахисних покриттів або оптимізація режими подачі очищеного повітря.

Узагальнюючи, сплав ЖС6К продемонстрував більш високу ерозійну стійкість, що робить його придатнішим для експлуатації в умовах дії твердих частинок, тоді як ЖС26 проявив більшу чутливість до ерозійного навантаження, особливо при дії абразиву під високими кутами.

### 3.5 Порівняння ерозійної стійкості жароміцних сплавів ЖС6К та ЖС26

Порівняльний аналіз результатів ерозійних випробувань показав, що жароміцні сплави ЖС6К та ЖС26, незважаючи на подібну  $\gamma/\gamma'$ -структуру, демонструють різну чутливість до дії твердих абразивних частинок. Відмінності у складі, фазовому стані та морфології зміцнювальних фаз визначають характер формування пошкодженого шару, інтенсивність деформацій і, відповідно, загальну ерозійну стійкість.

Ерозійний вплив твердих частинок на поверхню литих жароміцних сплавів ЖС6К та ЖС26 супроводжується розвитком комплексу мікроструктурних процесів, які визначають характер деградації матеріалу. Унаслідок ударно-абразивної дії корунду чи кварцу відбувається інтенсивне локальне накопичення пластичних деформацій, що проявляється у формуванні наклепаного шару з різко зміненими структурними параметрами.

На початковому етапі взаємодії частинок з металом поверхня сплаву зазнає багатократних ударів, які спричиняють субструктурне подрібнення  $\gamma$ -фази, локальне руйнування карбідних виділень та виникнення залишкових напружень. У зразках після ерозії чітко простежується формування деформованої приповерхневої зони, товщина якої залежить від енергії частинок та твердості абразиву. Для корунду, який має більшу абразивну здатність, характерною є поява широкої зони інтенсивного наклепу, тоді як кварцові частинки формують тонший, менш контрастний модифікований шар.

Мікроструктура поверхні зазнає суттєвої трансформації:

- подрібнення дендритних колонок  $\gamma$ -матриці;
- часткове руйнування та розгалуження карбідів типу  $MeC/Me_3C_2$ ;
- зміна геометрії та орієнтації карбідних включень;
- формування мікротріщин у місцях концентрації напружень;
- локальна рекристалізація або субзернова перебудова у випадку високої інтенсивності ударів.

Особливе значення має поведінка зміцнювальної  $\gamma'$ -фази. Під дією ударів відбувається локальне руйнування  $\gamma'$ -пластинок, їх подрібнення та часткове розчинення через локальне тепловиділення в мікрооб'ємі зіткнення. Руйнування  $\gamma'$ -фази знижує опір зсуву дислокацій, що сприяє накопиченню пластичної деформації у поверхневому шарі та пришвидшує розвиток пошкодження при подальшому навантаженні.

Характерною ознакою для сплавів ЖС6К та ЖС26 є концентрація деформацій на межах зерен, де карбіди виступають як джерела та пастки дислокацій. У результаті на межах спостерігається підвищена схильність до утворення мікротріщин, що є початковою стадією ерозійного руйнування.

Для оцінювання ролі хімічного складу та фазового стану в ерозійній поведінці жароміцних нікелевих сплавів доцільно порівняти мікроструктурні особливості двох типових ливарних сплавів – ЖС6К та ЖС26. Вони відрізняються не лише концентраціями зміцнювальних елементів (Al, Ti, Co, W), але й характером фазових виділень, що формуються під час кристалізації та наступної експлуатації. Саме різниця у фазовому складі визначає механізми деформації та руйнування, а отже — й ерозійну стійкість поверхневих шарів.

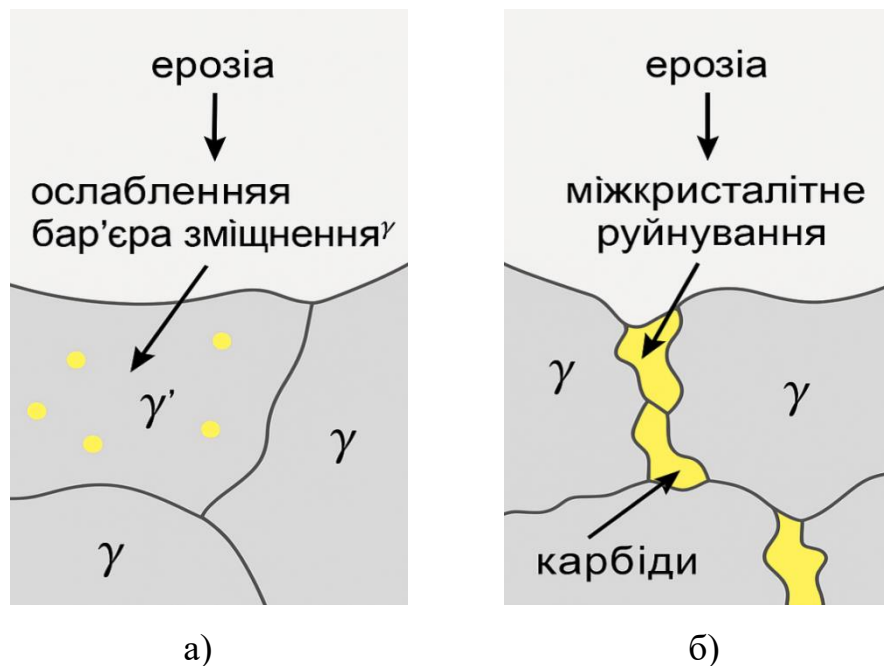


Рисунок 3.8 – Схематичне порівняння мікроструктури сплавів ЖС6К (а) та ЖС26 (б) та її впливу на механізми ерозійного руйнування.

На рисунку 3.8 представлено порівняльну мікроструктурну схему двох жароміцних ливарних сплавів – ЖС6К (рис. 3.8 а) та ЖС26 (рис. 3.8 б), які демонструють принципово різні механізми ерозійного руйнування в умовах потоку твердих частинок.

ЖС6К –  $\gamma/\gamma'$ -зміцнений сплав (рис. 3.8 а). Основу становить  $\gamma$ -твердий розчин (Ni-матриця), у якій рівномірно розподілені дрібні сфероїдні частки  $\gamma'$ -фази ( $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ).  $\gamma'$ -фаза забезпечує ефективне блокування руху дислокацій, підвищуючи опір пластичній деформації. Під дією ерозійного потоку відбувається поверхнєве ослаблення  $\gamma'$ -бар'єрів, однак руйнування носить переважно локальний характер і не поширюється по міжзернових межах. Це забезпечує вищу ерозійну стійкість ЖС6К.

ЖС26 – карбідозміцнений сплав (рис. 3.8 б), в структурі якого присутні значні кількості карбідів  $\text{MC}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , зосереджених переважно по межах зерен  $\gamma$ -матриці. Карбіди підвищують жароміцність, але одночасно сприяють концентрації напружень. Ерозійний потік провокує міжкристалітне руйнування, оскільки твердий карбідний прошарок є крихким і легко ініціює відшаровування уздовж меж. Тому ЖС26 демонструє нижчу ерозійну стійкість у порівнянні з ЖС6К.

Ерозійна стійкість визначається тим, яка фаза працює як основний зміцнювальний елемент: в ЖС6К –  $\gamma'$ -фаза → стабільне дисперсійне зміцнення → краща опірність ерозії; ЖС26 – карбіди → схильність до міжкристалітного руйнування → сильніші ерозійні пошкодження. Тому в умовах абразивної ерозії перевагу мають  $\gamma'$ -зміцнені ливарні сплави.

В обох сплавах спостерігається зростання мікротвердості через наклеп, однак: ЖС6К – підвищення твердості становить у середньому 10...20%; ЖС26 – підвищення твердості може сягати 25...35%, що свідчить про більш інтенсивну пластичну деформацію та працездатність у зоні високих напружень. Підвищена твердість ЖС26 після ерозії є ознакою глибшого пошкодження, а не кращої стійкості.

Результати розрахунків швидкості ерозії показали: при дії корунду швидкість ерозії ЖС26 у 1,4–1,7 рази вища, ніж для ЖС6К; при дії кварцу різниця менша, але зберігається у межах 1,2...1,4 рази; максимум ерозії для обох сплавів спостерігається при куті 30°, що відповідає механізму абразивного різання.

Таким чином, ЖС6К має стабільно нижчу ерозійну швидкість, що свідчить про вищу експлуатаційну надійність у потоці твердих частинок. Таким чином, порівняльний аналіз показав, що сплав ЖС6К проявляє вищу ерозійну стійкість, ніж ЖС26, завдяки більш пластичній  $\gamma/\gamma'$  структурі; меншій концентрації карбідів по межах зерен; вищому опору локальній деформації та різанню; меншій чутливості до крихкого сколювання; формуванню тоншого і більш стабільного деформованого шару.

### **3.6 Вплив швидкості охолодження на формування мікроструктури та ерозійну стійкість сплавів ЖС6К і ЖС26**

Швидкість охолодження є одним із ключових керованих параметрів ливарного виробництва, який визначає кінетичні умови кристалізації жароміцних нікелевих сплавів. Вона прямо впливає на морфологію та дисперсність зміцнювальних фаз, ступінь мікродендритної ліквідації, розподіл легувальних елементів і, відповідно, на експлуатаційну стійкість поверхневих шарів литих деталей. Особливо це важливо для виробництва газотурбінних лопаток, де ерозія поверхні визначає ресурс роботи вузла.

Мікроструктурні особливості сплавів ЖС6К і ЖС26 формуються за різними механізмами. У ЖС6К основу зміцнення становить  $\gamma'$ -фаза ( $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ), яка формується внаслідок упорядкованого розпаду пересиченого твердого розчину. У свою чергу, ЖС26 зміцнюється переважно карбідами типу  $\text{MC}$  та  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , що виділяються по межах зерен та у міждендритних областях. Така різниця визначає чутливість кожного сплаву до змін у швидкості охолодження.

За умов інтенсивного тепловідведення (висока швидкість охолодження) у сплаві ЖС6К формується дрібнодисперсна  $\gamma'$ -фаза з рівномірним об'ємним розподілом. Така морфологія підвищує опір локальній пластичній деформації, зменшує концентрацію напружень у поверхневому шарі та забезпечує стабільну поведінку під дією абразивних частинок. Внаслідок цього глибина ерозійного шару залишається мінімальною, а руйнування носить поверхневий характер без поширення вглиб структури. За уповільнення охолодження  $\gamma'$ -фаза укрупнюється, її частинки втрачають бар'єрну функцію, що сприяє збільшенню глибини ерозійного пошкодження.

У сплаві ЖС26 висока швидкість охолодження також призводить до зменшення розміру карбідних виділень і часткової стабілізації меж зерен. Проте, на відміну від  $\gamma'$ -фази, карбіди зберігають тенденцію до утворення сітчастих структур, які є зонами концентрації напружень. Під дією абразиву це спричиняє мікросколювання та міжкристалітне руйнування. При повільному охолодженні карбідна сітка у ЖС26 стає неперервною, що різко знижує ударну в'язкість і спричиняє глибоке проникнення ерозійного пошкодження. Таким чином, ЖС26 демонструє значно більшу залежність ерозійної поведінки від режиму кристалізації, ніж ЖС6К (рис. 3.9).

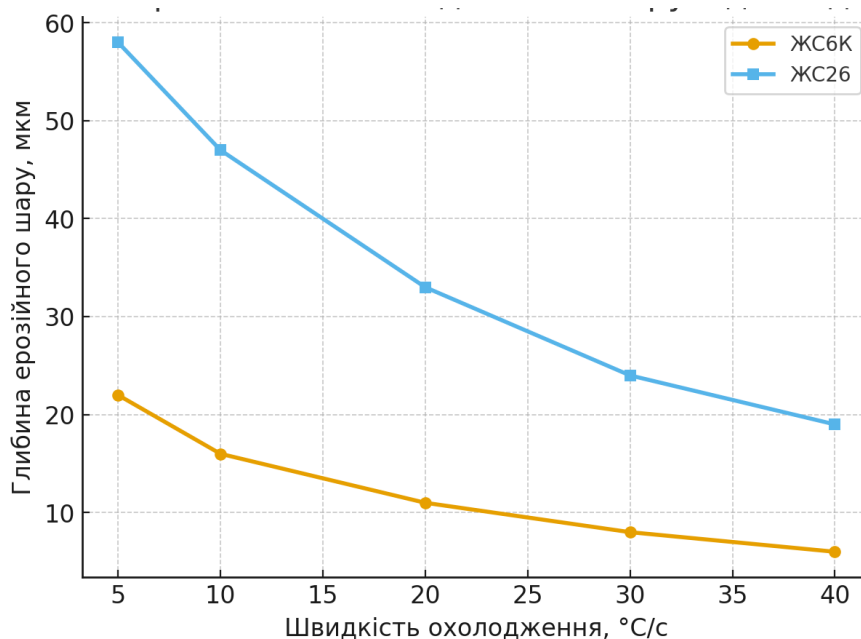


Рисунок 3.9 – Вплив швидкості охолодження на глибину ерозійного шару сплавів ЖС6К і ЖС26

Зі збільшенням швидкості охолодження від 5 до 40 °C/c глибина ерозійного пошкодженого шару для обох сплавів істотно зменшується, що свідчить про позитивний вплив більш дрібнодисперсної структури на опір абразивному руйнуванню. При цьому за всіх досліджених режимів значення глибини  $d$  для сплаву ЖС26 є помітно більшими, ніж для ЖС6К, тобто ЖС26 залишається більш ерозійно вразливим матеріалом навіть за інтенсивного тепловідведення. Для  $\gamma'$ -зміцненого сплаву ЖС6К формуються тонші ерозійні шари, що підтверджує його вищу структурну стабільність.

Таким чином, швидкість охолодження відливок виступає критичним параметром, що визначає структуру та властивості жароміцних нікелевих сплавів.  $\gamma'$ -зміцнений ЖС6К демонструє більш передбачувану та стабільну реакцію на зміну термодинаміки, тоді як ЖС26 значно чутливіший до умов кристалізації. Це має важливе практичне значення для ливарних технологій: контроль температури форми, її товщини, кількості шарів оболонки, інтенсивності тепловідведення та режиму заливки може суттєво впливати на експлуатаційну стійкість литих деталей.

Отримані результати підтверджують, що оптимізація режимів кристалізації є перспективним шляхом підвищення ерозійної стійкості деталей із жароміцних сплавів. Зокрема, для сплаву ЖС6К доцільно забезпечувати швидке охолодження для формування дрібнодисперсної  $\gamma'$ -фази, а для ЖС26 — мінімізувати утворення карбідних сіток шляхом інтенсифікації тепловідведення та вирівнювання температурних градієнтів у формі.

### **3.7 Математичне моделювання впливу швидкості охолодження на глибину ерозійного пошкодження**

Для кількісної оцінки впливу швидкості охолодження на ерозійне руйнування було виконано математичне моделювання залежності глибини ерозійного шару від швидкості кристалізації. Експериментальні дані апроксимовано степеневими функціями вигляду:

$$d=a \cdot V^b,$$

де  $d$  – глибина ерозійного шару,  $V$  – швидкість охолодження,  $a$  та  $b$  – коефіцієнти моделі.

На основі проведеної математичної апроксимації встановлено, що експериментальні залежності глибини ерозійного шару від швидкості охолодження для сплавів ЖС6К та ЖС26 добре описуються степеневими функціями, що характерно для процесів, керованих термодинамікою та кінетикою кристалізації. Це свідчить про те, що механізм підвищення ерозійної стійкості при прискореному охолодженні має нелінійний характер і пов'язаний зі зміною морфології  $\gamma'$ -фази, карбідних виділень та дисперсності структурних складових.

З урахуванням цього отримано такі апроксимаційні залежності:

$$d_{\text{ЖС6К}} \approx 62,5 \cdot V^{-0,61},$$

$$d_{\text{ЖС26}} \approx 149,3 \cdot V^{-0,54}.$$

Коефіцієнт  $a$  у рівнянні відповідає умовно «початковому» рівню ерозійної чутливості сплаву при мінімальних швидкостях охолодження. Його значення для ЖС26 майже у 2,4 рази більше, ніж для ЖС6К, що узгоджується з експериментальними спостереженнями — сплав ЖС26 формує більш грубу литу структуру з підвищеною кількістю карбідів типу  $MC$  і  $M_{23}C_6$ , менш рівномірним розподілом  $\gamma'$ -фази та більшими дендритними комірками, що сприяє інтенсивнішому ерозійному руйнуванню.

Показник степеня  $b$  відображає чутливість сплаву до зміни швидкості охолодження. Для ЖС6К значення  $b = -0,61$  є більш від'ємним, ніж для ЖС26 ( $b = -0,54$ ), що означає сильніший вплив швидкості кристалізації на формування структури сплаву та, відповідно, на його ерозійну стійкість. Це пов'язано з тим, що  $\gamma'$ -зміцнений сплав ЖС6К має більш дифузійно контрольовані процеси виділення у порівнянні зі складно легованим ЖС26, де роль карбідної морфології є домінуючою.

Таким чином, отримані залежності наочно демонструють:

– підвищення швидкості охолодження ефективніше впливає на зменшення глибини ерозійного шару у сплаві ЖС6К, тоді як для ЖС26 ефект є менш вираженим;

– ЖС26 у вихідному литому стані є суттєво більш ерозійно вразливим, що необхідно враховувати при виготовленні деталей, які працюють у газообразивному потоці;

– апроксимаційні рівняння можуть бути використані для інженерного прогнозування, зокрема для визначення оптимальних режимів лиття, здатних забезпечити необхідний рівень ерозійної стійкості.

Ці результати створюють основу для переходу від описової оцінки до кількісного керування структурою сплавів у процесі ливарного виробництва.

Зазначені рівняння добре описують спадний характер залежності (рис. 3.10) і можуть бути використані для інженерного прогнозування глибини ерозійного пошкодженого шару в заданому інтервалі швидкостей охолодження.

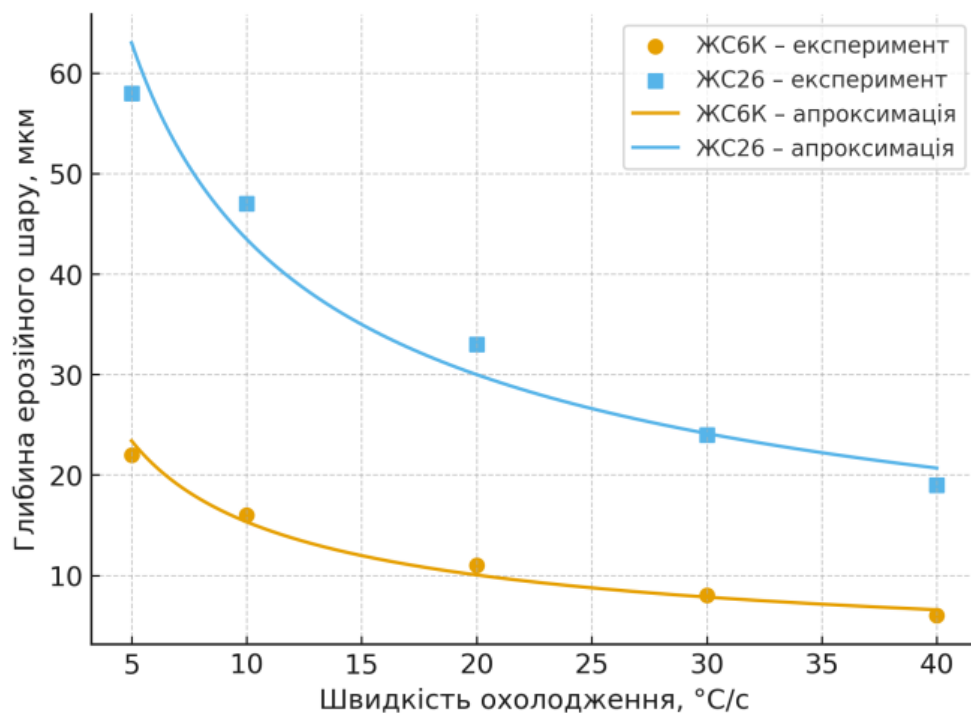


Рисунок 3.10 – Залежність глибини ерозійного шару від швидкості охолодження для сплавів ЖС6К і ЖС26

Можна бачити, що коефіцієнт  $a$  для сплаву ЖС26 майже в 2,4 рази більший, ніж для ЖС6К, що відображає вищий базовий рівень ерозійної чутливості карбідозміцненого сплаву. Більш від’ємний показник степеня для

ЖС6К ( $b = -0,61$  проти  $-0,54$  для ЖС26) свідчить про те, що  $\gamma'$ -зміцнений сплав сильніше реагує на інтенсифікацію охолодження: при зростанні  $V$  глибина ерозійного шару в ньому зменшується швидше. Це підтверджує, що оптимізація режимів кристалізації особливо ефективна для сплаву ЖС6К, тоді як ЖС26 навіть за високих швидкостей охолодження зберігає підвищену схильність до ерозійного руйнування.

Отримані степеневі закони дають змогу сформулювати практичні рекомендації для ливарного виробництва. Зокрема, для забезпечення мінімальної глибини ерозійного шару доцільно підтримувати підвищені швидкості охолодження при литті деталей із жароміцних нікелевих сплавів, причому для сплаву ЖС26 вимоги до інтенсивності тепловідведення є більш жорсткими, ніж для  $\gamma'$ -зміцненого ЖС6К. Це підтверджує провідну роль керованих параметрів кристалізації у формуванні ерозійної стійкості литих деталей газотурбінних двигунів.

### **Висновки до третього розділу**

1. Встановлено, що характер ерозійного руйнування жароміцних нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС26 визначається одночасно кутом падіння абразивних частинок, властивостями еродента та мікроструктурою матеріалу. Максимальна інтенсивність зношування спостерігається при кутах  $25...35^\circ$ , коли домінує механізм абразивного мікрорізання.

2. Корундові частинки ( $Al_2O_3$ ,  $HRC \approx 80$ ) формують глибокі борозни, кратери та виражений наклепаний шар; кварцові частинки ( $SiO_2$ ,  $HRC \approx 60$ ) спричиняють менш інтенсивне, переважно поверхневе зношування. При дії корунду масові втрати зразків у  $1,5...2,5$  рази більші, ніж при дії кварцу.

3. Мікроструктурний аналіз показав, що сплав ЖС6К, який зміцнюється переважно  $\gamma'$ -фазою  $Ni_3(Al,Ti)$ , формує тонший деформований шар з меншою кількістю мікротріщин та мікрочастин. Для сплаву ЖС26, карбідозміцненого

фазами типу  $MC$  та  $M_{23}C_6$ , характерні глибші ерозійні борозни, інтенсивніший наклеп та схильність до міжкристалітного руйнування по карбідній сітці.

4. Встановлено, що зростання твердості поверхневого шару після ерозійного навантаження є більш значним у сплаві ЖС26, що свідчить про формування глибшого наклепаного шару й інтенсивніше накопичення пошкоджень. Помірний приріст твердості та менша глибина деформованої зони у сплаві ЖС6К вказують на його вищу структурну стабільність.

5. Розрахунок швидкості ерозійного зношування показав, що при дії корунду швидкість ерозії сплаву ЖС26 у 1,4...1,7 рази вища, ніж для ЖС6К, а при дії кварцу – у 1,2...1,4 рази. Таким чином, сплав ЖС6К має стабільно нижчу ерозійну швидкість та менші масові втрати в однакових умовах навантаження.

6. Встановлено степеневі залежності глибини ерозійного шару від швидкості охолодження відливок, які показують, що підвищення швидкості кристалізації суттєво зменшує глибину пошкодженого шару для обох сплавів. При цьому базовий рівень ерозійної чутливості сплаву ЖС26 є значно вищим, ніж у ЖС6К.

7. Сукупність отриманих результатів дозволяє зробити висновок, що  $\gamma'$ -зміцнений сплав ЖС6К є більш ерозійностійким матеріалом, ніж карбідозміцнений сплав ЖС26, і може розглядатися як більш придатний для виготовлення литих деталей, що працюють в умовах газоабразивного потоку.

## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. В кваліфікаційній роботі за другим (магістерським) рівнем вищої освіти виконано комплексне дослідження впливу ерозійних процесів на мікроструктуру та експлуатаційні властивості литих жароміцних нікелевих сплавів ЖС6К і ЖС26.

2. Встановлено особливості структури та природи зміцнення жароміцних нікелевих сплавів. Показано, що сплав ЖС6К характеризується  $\gamma'$ -зміцненням та відносно однорідною морфологією зміцнювальних фаз, тоді як сплав ЖС26 має розвинену карбідну підструктуру, виражену дендритну ліквідацію та підвищену схильність до крихкого руйнування. Такі відмінності визначають різну поведінку матеріалів під дією абразивного навантаження.

3. Доведено суттєвий вплив технології лиття за виплавлюваними моделями на формування мікроструктури. Швидкість охолодження під час кристалізації відливок визначає дисперсність  $\gamma'$ -фази, ступінь ліквідації та морфологію карбідної сітки.

4. Встановлено закономірності ерозійного руйнування досліджуваних сплавів. Показано, що під дією корунду та кварцу за кутів  $30^\circ$  і  $90^\circ$  формуються різні типи пошкоджувальних механізмів: мікрорізання, мікротріщини, локальні сплюснення структурних елементів, утворення мікротріщин і вибоїн. Сплав ЖС6К демонструє вищий опір ерозії, що пояснюється дисперсною  $\gamma'$ -фазою, більш рівномірною структурою та вищою здатністю до поверхневого зміцнення. Сплав ЖС26 має нижчу ерозійну стійкість, що обумовлено жорсткою карбідною сіткою, сегрегацією легувальних елементів і крихким характером руйнування.

5. Виявлено кореляційний зв'язок між мікроструктурними змінами та інтенсивністю ерозійного зношування. Зі збільшенням часу навантаження зростає товщина деформованого шару, інтенсивність пластичної деформації  $\gamma$ -матриці, щільність мікротріщин і ступінь руйнування карбідної підструктури. Показано, що форма й глибина мікрорізків відображають морфологію й механізми зміцнення кожного зі сплавів.

6. Запропоновано практичні рекомендації щодо підвищення ерозійної стійкості жароміцних нікелевих сплавів, а саме: оптимізація режимів кристалізації (більш інтенсивне охолодження для зменшення ліквіації); застосування термічної обробки для стабілізації  $\gamma'$ -фази; модифікування хімічного складу з метою зниження крихкості карбідної сітки; впровадження захисних покриттів та поверхневих зміцнювальних технологій для деталей, що працюють в умовах газообразивної ерозії.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Швець В. Д., Величко О. Л., Крикун Д. П. Матеріалознавство металів та сплавів: структура, властивості, застосування : навч. посіб. Київ : КНЕУ, 2017. 356 с.
2. Аулін В. В., Босий М. В., Гусев О. І. Технологія спеціальних сплавів та композиційних матеріалів : навч. посіб. Кропивницький : ЦНТУ, 2021. 284 с.
3. Підгорний І. М., Коваленко В. В. Металознавство і термічна обробка металів : підручник. Харків : НТУ «ХП», 2020. 448 с.
4. Рогозін І. В., Павленко Ю. В. Оцінювання зносостійкості конструкційних матеріалів в умовах абразивної дії // Вісник Черкаського державного технологічного університету. 2019. № 3. С. 45–52.
5. Гладкий В. В., Кишеня О. О. Технологія ливарного виробництва : навч. посіб. Дніпро : НМетАУ, 2018. 372 с.
6. Кондратьєв В. І., Васильєв О. С. Проблеми ерозійного руйнування матеріалів деталей турбомашин // Проблеми трибології. 2021. № 4. С. 31–38.
7. Мицик А. О., Шевченко В. О. Сучасні методи мікроструктурного аналізу металів і сплавів : монографія. Львів : Вид-во Львівської політехніки, 2020. 228 с.
8. ДСТУ EN ISO 6508-1:2017. Матеріали металеві. Випробування на твердість за Роквеллом. Частина 1. Метод випробування (HR). Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2017.
9. Кузнецов О. В., Лимаренко І. В. Вплив режимів лиття за виплавленими моделями на якість поверхні та структуру жароміцних сплавів // Металознавство та обробка металів. 2022. № 1. С. 18–26.
10. Шевченко В. П., Руденко О. М. Механіка руйнування матеріалів : навч. посіб. Київ : КНЕУ, 2017. 312 с.
11. Багрій В. М., Стороженко В. П. Дефекти лиття та способи їх усунення : навч. посіб. Київ : КНУБА, 2020. 210 с.
12. Сіренко Г. А., Литовченко В. Д. Особливості структуроутворення жароміцних сплавів при кристалізації в керамічних формах // Процеси лиття. 2019. № 2. С. 25–33.

13. Юрченко А. М., Бондаренко А. В. Фізичні основи міцності та пластичності металів : навч. посіб. Кропивницький : ЦНТУ, 2021. 196 с.
14. Ковальчук О. П. Дослідження впливу абразивного середовища на структурні зміни нікелевих сплавів // Вісник ЖДТУ. Серія: Технічні науки. 2020. № 4. С. 40–49.
15. ДСТУ ISO 6892-1:2016. Матеріали металеві. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування при кімнатній температурі. Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2016.
16. Reed R. C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge : Cambridge University Press, 2006. 372 p.
17. Sims C. T., Stoloff N. S., Hagel W. C. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. New York : Wiley, 1987. 524 p.
18. Donachie M., Donachie S. Superalloys: A Technical Guide. 2nd ed. Materials Park : ASM International, 2002. 405 p.
19. Pollock T. M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties // Journal of Propulsion and Power. 2006. Vol. 22, No. 2. P. 361–374.
20. Reed R., Tao T., Warnken N. Alloys-by-Design: Application to Nickel-Based Single Crystal Superalloys // Acta Materialia. 2009. Vol. 57, No. 19. P. 5898–5913.
21. Choi S. W., Lee J. H., Kim S. H. Erosion Behavior of Ni-Based Superalloys Under High-Temperature Particulate Flow // Wear. 2018. Vol. 396–397. P. 1–9.
22. Field M., Kahles J. F. The Surface Integrity of Machined and Ground High-Temperature Nickel Alloys // Metals Engineering Quarterly. 1971. Vol. 11, No. 4. P. 17–26.
23. ASTM E3-11. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken : ASTM International, 2017.
24. ASTM G76-13. Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets. West Conshohocken : ASTM International, 2013.

25. Campbell J. Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design. Oxford : Elsevier, 2015. 1200 p.
26. Ezugwu E. O., Pashby I. R. High-Speed Machining of Nickel-Based Alloys // Journal of Materials Processing Technology. 1992. Vol. 33, No. 1–2. P. 1–16.
27. Davis J. R. (Ed.) ASM Specialty Handbook: Heat-Resistant Materials. Materials Park : ASM International, 1997. 436 p.
28. Jackson M., Green N. Investment Casting of Superalloys // Superalloys Processing. Oxford : Elsevier, 2019. P. 201–245.
29. Liu Y., Liu Y., Yu D. Microstructural Evolution and  $\gamma'$  Coarsening in Cast Ni-Base Superalloys // Materials Characterization. 2015. Vol. 106. P. 53–61.
30. Miller M. K., Matejczyk D. E. Atom Probe Analysis of Ni-based Superalloys. Materials Park : ASM International, 2010.
31. ISO 6507-1:2018. Metallic Materials — Vickers Hardness Test — Part 1: Test Method. Geneva : ISO, 2018.
32. UdDin Z., Ahmed R., Cooke K. Solid Particle Erosion Mechanisms of Superalloys at High Temperatures // Wear. 2015. Vol. 332–333. P. 1090–1100.
33. Kim H., Lee H., Kwon H. Influence of Carbide Morphology on Erosion Resistance of Nickel Superalloys // Surface & Coatings Technology. 2020. Vol. 395. Art. 125961.
34. DebRoy T., Mukherjee T. Metallurgy and Design of Alloys with Hierarchical Microstructures. Cambridge : Cambridge University Press, 2020.
35. Zhao H., Xie X., Huang T. Effects of Cooling Rate on Dendritic Segregation and  $\gamma'$  Morphology in Ni-Based Superalloys // Journal of Alloys and Compounds. 2016. Vol. 658. P. 683–692.
36. Гнатуш В. П., Гривнак М. І. Матеріалознавство та технологія конструкційних матеріалів : підручник. Львів : Вид-во Львівської політехніки, 2018. 412 с.
37. Кузьмін В. С., Ляшенко В. М. Технологія ливарного виробництва : підручник. Київ : Ліра-К, 2020. 496 с.

38. ДСТУ ISO 14284:2015. Методи відбору проб сталей та чавунів. Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2016.

39. Бондаренко А. В., Аулін В. В. Матеріалознавство. Конструкційні та спеціальні матеріали : навч. посіб. Кропивницький : ЦНТУ, 2019. 240 с.

40. Suresh S. Fatigue of Materials. Cambridge : Cambridge University Press, 1998.