

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»**

**Інститут матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона
Кафедра металознавства та термічної обробки**

До захисту допущено:

Завідувач кафедри

_____ Мирослав КАРПЕЦЬ

«__» _____ 2021 р.

Дипломна робота

на здобуття ступеня бакалавра

**за освітньо-професійною програмою «Металознавство та комп'ютерне
моделювання процесів термічної обробки»
спеціальності 132 «Матеріалознавство»**

на тему: «Структурний стан лопатки газотурбінного двигуна»

Виконала:

студентка IV курсу, групи ФМ-71-2

Конопацька Діана Ігорівна _____

Керівник:

зав. каф., д.т.н., професор,

Карпець Мирослав Васильович _____

Консультант з розділу охорони праці :

зав. каф., д.т.н., професор,

Левченко Олег Григорович _____

Консультант з економічно-організаційного розділу:

доцент, к.е.н., доцент,

Нараєвський Сергій Вікторович _____

Нормоконтроль:

доцент, к.т.н., доцент,

Гриненко Катерина Михайлівна _____

Рецензент:

доцент, к.т.н., доцент,

Іващенко Євген Вадимович _____

Засвідчую, що у цій дипломній роботі
немає запозичень з праць інших авторів
без відповідних посилань.

Студент (-ка) _____

Київ – 2020 року

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Інститут матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона
Кафедра металознавства та термічної обробки

Рівень вищої освіти – перший (бакалаврський)

Спеціальність – 132 «Матеріалознавство»

Освітньо-професійна програма «Металознавство та комп'ютерне моделювання процесів термічної обробки»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ Мирослав КАРПЕЦЬ

«__» _____ 2021 р.

ЗАВДАННЯ

на дипломну роботу студентці

Конопацькій Діані Ігорівні

1. Тема роботи «Структурний стан лопатки газотурбінного двигуна», керівник роботи Карпець Мирослав Васильович, д.т.н., професор, затверджені наказом по університету від «27» травня 2021р. №1355-с
2. Термін подання студентом роботи _____
3. Вихідні дані до роботи: аналіз літературних джерел, результати дослідження
4. Зміст роботи: літературний огляд, матеріали та методи дослідження, результати експерименту та їх обговорення, організаційно-економічна частина, охорона праці.
5. Перелік ілюстративного матеріалу (із зазначенням плакатів, презентацій тощо): 8 таблиць, 20 рисунків, 1 презентація.

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Організаційно-економічна частина	Нараєвський С.В. доцент	12.04.2021р	
Охорона праці	Левченко О.Г. зав каф., професор	12.04.2021р	
Нормоконтроль	Гриненко К.М. доцент	10.06.2021р	

7. Дата видачі завдання 12 квітня 2021р

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання дипломної роботи	Термін виконання етапів роботи	Примітка
1.	Літературний огляд	12.04.-25.04.2021р	
2.	Обробка раніше отриманих експериментальних даних, щодо хімічного та фазового складу, розподілу мікротвердості	28.04.2021р	
3.	Написання тексту роботи	05.05.2021р	
4.	Розрахунок економічної частини	14.05.2021р	
5.	Розрахунок питань охорони праці	25.05.2021р	
6.	Оформлення роботи	01.06.2021р	
7.	Підготовка презентації	07.06.2021р	
8.	Захист дипломної роботи	17.06.2021р	

Студентка

Діана КОНОПАЦЬКА

Керівник

Мирослав КАРПЕЦЬ

РЕФЕРАТ

Дипломна робота: 59 сторінок, 8 таблиць, 20 рисунків, 25 літературних джерела.

СТРУКТУРНИЙ СТАН, МІКРОСТРУКТУРА, ЛОПАТКА, ЖАРОМІЦНІ СПЛАВИ, ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ СПЛАВИ.

Об'єкт дослідження: лопатка газотурбінного двигуна із жароміцного сплаву на основі нікелю; високоентропійні сплави із схожими характеристиками.

Мета роботи: дослідити фазовий та хімічний склад лопатки газотурбінного двигуна; на основі даних досліджень запропонувати високоентропійний сплав у якості жароміцного.

Методи дослідження: енергодисперсійний рентгенівський аналіз, мікроструктурний та рентгеноструктурний аналіз, метод мікроідентування.

Було зроблено огляд літератури, де описано загальні відомості про жароміцні та високоентропійні сплави. Під час виконання роботи було проведено мікроструктурний аналіз сплаву, а також досліджено хімічний та фазовий склад лопатки газотурбінного двигуна. Було запропоновано склад високоентропійного сплаву та досліджено його фазовий склад. Для обох зразків було виміряно мікротвердість та модуль Юнга. За даними дослідженнями було порівняно зразки, а також зроблено висновок, що високоентропійний сплав NiCrCoFeTiTaMo за своїми характеристиками є кращим для виготовлення лопатки газотурбінного двигуна.

ABSTRACT

Diploma work: 59 pages, 8 tables, 19 figures, 25 references.

STRUCTURAL CONDITION, MICROSTRUCTURE, BLADE, SUPERALLOYS, HIGH-ENTROPY ALLOYS.

Object of research: nickel-based superalloy gas turbine engine blade; high-entropy alloys with similar characteristics.

Aim of this work: to study the phase and chemical composition of the blade of the gas turbine engine; based on research data suggest a highly-entropy alloy as a superalloy.

Methods of research: energy dispersion X-ray analysis, microstructural and X-ray structural, microorientation method.

A review of the literature was made, which describes general information about superalloys and high-entropy alloys. During the work, microstructural analysis of the alloy was performed, as well as the chemical and phase composition of the blades of the gas turbine engine were studied. The composition of a high-entropy alloy was proposed and its phase composition was investigated. Microhardness and Young's modulus were measured for both samples. According to these studies, the samples were compared and concluded that the high-entropy alloy NiCrCoFeTiTaMo in its characteristics is the best for the manufacture of the blade of the gas turbine engine.

ЗМІСТ:

ВСТУП	8
1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД.....	9
1.1 Аналіз жароміцних сплавів	9
1.2 Високоентропійні сплави.	13
1.2.1 Історія, визначення і прогрес ВЕС	13
1.2.2 Механічні властивості ВЕС	16
1.2.3 Структурні властивості ВЕС	22
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ	24
2.1 Вихідні матеріали дослідження	24
2.2 Методика експерименту	24
2.2.1 Дослідження мікроструктури та хімічного складу	24
2.2.2 Дослідження фазового складу.....	26
2.2.3 Дослідження мікротвердості.....	28
3 ЕКСПЕРЕМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА	30
3.1 Дослідження лопатки ГТД	30
3.2 Дослідження високоентропійного сплаву NiCrCoFeTiTaMo	37
4 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ	39
4.1 Науково-технічна актуальність НДР	39
4.2 Розрахунок витрат на проведення НДР	39
4.2.1 Витрати на оплату праці.....	39
4.2.2 Єдиний соціальний внесок	40
4.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень.....	40
4.2.4 Енергоносії для проведення досліджень	41
4.2.5 Витрати на спеціальне обладнання	41
4.2.6 Вартість послуг сторонніх організацій	41
4.2.7 Витрати на службові відрядження.....	42
4.2.8 Інші прямі невраховані витрати.....	42
4.2.9 Накладні витрати.....	42
4.2.10 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми	43
4.3 Науково-технічна ефективність НДР	44
5 ОХОРОНА ПРАЦІ.....	48
5.1 Аналіз параметрів робочого приміщення	48

5.2	Аналіз мікроклімату приміщення	49
5.3	Аналіз небезпечних та шкідливих факторів.....	50
5.3.1	Шум та ультразвук	52
5.3.2	Вібрація	52
5.3.3	Електробезпека.....	53
5.3.4	Пожежна безпека	54
	ВИСНОВКИ	55
	CONCLUSIONS	56
	ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ	57

ВСТУП

Сьогодення потребує постійного вдосконалення матеріалів, а також створення нових, які своєю структурою не будуть відрізнятися від попередніх. Саме тому було вибрано тему, щодо дослідження структурного стану лопатки газотурбінного двигуна(ГТД). Тема дослідження є досить актуальною, тому що лопатки входять у склад для виготовлення турбін, що використовуються у військовому та морському флоті, а також в авіації. Лопатки мають бути дуже міцні та витривалі. Саме тому дана сфера завжди вдосконалюється та створюються нові матеріали, які за своїми характеристиками будуть кращими від попередніх.

Підвищений інтерес багатьох вчених виникає до високоентропійних сплавів, саме завдяки їх високим механічним та технологічним властивостям, можливості регулювати в широких межах співвідношення міцності та пластичності. Високоентропійні сплави містять не менше п'яти елементів, при цьому концентрація кожного елемента повинна знаходитися у межах від 5 до 35 % (ат). Важливо відмітити, що при правильному підборі компонентів виникає можливість отримувати тверді розчини заміщення, незважаючи на велику кількість елементів. Такі сплави мають високу ентропію змішування, що приводить до мінімізації вільної енергії Гіббса. Понижена вільна енергія сплаву забезпечує стійкість твердого розчину при наступній термообробці.

У даній роботі запропоновано дослідити структурний стан лопатки та запропонувати рівноцінну заміну за характеристиками, яка входить в область високоентропійних сплавів.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Аналіз жароміцних сплавів

Жароміцні сплави – це сплави, що мають високу стійкість до пластичної деформації та руйнування в умовах окислювальних середовищ та високих температур. Ці сплави бувають на нікелевій, кобальтовій, залізохромонікелевій або змішаних основах [1].

Жароміцні сплави застосовуються при виготовленні деталей для двигунів внутрішнього згорання, парових і газових турбін, авіаційних, суднових і залізничних газотурбінних двигунів, в енергетичному машинобудуванні, тощо [1].

За умовами роботи розділяють на 3 основні групи:

- сплави, які витримують значні, але короточасні (від декількох секунд до кількох годин) механічні навантаження при високих температурах [1];
- сплави, здатні витримувати навантаження протягом десятків або сотень годин при високій температурі [1];
- сплави, призначені для роботи в умовах великих навантажень і високих температур протягом тисяч, десятків і навіть сотень тисяч годин [1].

Відповідно, вимоги до структури сплаву суттєво змінилися. Наприклад, будь-яка причина нестабільності структури сплаву в робочих умовах призведе до прискорення процесу деформації та руйнування. Отже, сплав, призначений для тривалого використання, проходить спеціальну стабілізаційну обробку, хоча міцність може зменшуватися під час короточасного навантаження, але сплав витримує тривале навантаження.

Жароміцні сплави також класифікуються за їх основою: нікель, залізо, титан, берилій тощо. Назва основи дає поняття діапазону робочих температур, відповідно до навантаження та тривалості дії діапазон температур становить 0,4 – 0,8 від температури плавлення основи.

Відповідно до заявки, жароміцні сплави мають вищу втомну та корозійну стійкість, низьку чутливість до різання, термостійкість і використовуються для експлуатації при значних, але короткочасних навантаженнях. Наприклад, термостійкі сплави, що використовуються в космічній техніці, повинні мати низьке випаровування.

Висока жароміцність сплавів визначається двома основними фізичними чинниками — міцністю міжатомних зв'язків в сплаві і його структурою. Зазвичай необхідну для високої міцності структуру отримують термічною обробкою (гомогенізувальним гартуванням і старінням металів), що приводить до гетерогенізації мікроструктури, а також у процесі легування тугоплавкими хімічними елементами (вольфрамом, молібденом, ванадієм) і елементами-зміцнювачами (титаном, алюмінієм, ніобієм, бором). В цьому випадку зміцнення обумовлене головним чином появою в сплавах рівномірно, розподілених вельми дрібних часток хімічних сполук (інтерметалідів, карбідів та ін.) і мікроспотвореннями кристалічної решітки основи сплаву, викликаними наявністю цих часток. Відповідна структура жароміцного сплаву утрудняє утворення і рух дислокацій, а також підвищує кількість зв'язків між атомами, що одночасно беруть участь в опорі деформації.

Висока жароміцність сплаву визначається двома основними фізичними факторами - міцністю та структурою міжатомних зв'язків у сплаві. Як правило, структура, необхідна для високої міцності, отримується шляхом термічної обробки (однорідного зміцнення та старіння металів), що призводить до неоднорідності мікроструктури, а також легування вогнетривкими хімічними елементами (вольфрам, молібден, ванадій) та зміцнюючими елементами в процес, зміцнення елементів). У цьому випадку зміцнення відбувається головним чином за рахунок появи в сплаві рівномірно розподілених частинок дуже дрібних сполук (інтерметалідних сполук, карбідів тощо), і наявність цих частинок спричиняє мікроспотворення кристалічної решітки матриці сплаву. Відповідна

структура ускладнює утворення та переміщення дислокацій та збільшує кількість зв'язків між атомами, які одночасно беруть участь у опорі деформації. З іншого боку, висока величина міжатомних зв'язків дозволяє підтримувати бажану структуру протягом тривалого часу при високих температурах.

Окрім того, за рахунок зменшення вмісту свинцю, олова, сурми, вісмуту та сірки та додавання рафінованих елементів (кальцію, церію, барію та бору) для забезпечення високої жароміцності. Якщо вироби з жароміцних сплавів призначені для експлуатації при температурі вище $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом тривалого часу, їх поверхні повинні піддаватися дифузійній термохімічній обробці (запаморочення, хромізація, емаль, нанесення вогнетривких оксидів тощо). Багато жароміцних сплавів - це композиційні матеріали: сплави, армовані дисперсними частинками тугоплавких оксидів або високоміцними волокнами. Цей тип матеріалу характеризується надзвичайно високою стабільністю своїх властивостей, які незначно залежать від часу перебування в умовах високої температури.

До 1942 року у Великій Британії створено жароміцний сплав німонік-80 (80%Ni — 20%Cr) — перший у серії високожароміцних дисперсно-тверднучих сплавів на нікель-хромовій основі. Творець сплаву — Вільям Гріффітс [2]. Ключовими легувальними елементами сплаву німонік-80 були титан (2,5%) і алюміній (1,2%), що утворювали зміцнювальну фазу. Кількісний вміст зміцнюючої γ' -фази у сплаві становив 25...35% за об'ємом [3]. Сплав виявив помітну перевагу за жароміцністю над ніхромами чи спеціальними легуваними сталями.

Аналогами німоніків у США є сплави Інконель, за ГОСТ 5632-72[3] — це сплави ХН60ВТ (Inconel 600, Inconel 601), ХН56МВКЮ (Inconel 617), ХН75МБТЮ (Inconel 625), ХН60Ю (Inconel 718), ХН70МВТЮБ (Inconel Х-750), ХН80ТБЮ, ХН77ТЮ, ХН73МБТЮ тощо [1].

Тоді ж була виявлена можливість додаткового зміцнення жароміцних сплавів шляхом легування молібденом. Згодом, з цією ж метою почали

використовувати добавки таких елементів, як вольфрам, ніобій, тантал, реній та гафній [5]).

Легуючі елементи у жароміцних сплавах з основою нікелю можна розділити на такі категорії:

1) Елементи, що утворюють з Ni аустенітну -матрицю з гранецентрованою кристалічною ґраткою — Co, Fe, Cr, Mo і W [1].

2) Елементи, що утворюють зміцнювальну γ' фазу (Ni_3X) — Al, Ti, Nb, Ta, Hf. При цьому Ti, Nb і Ta входять до складу фази й зміцнюють її [1].

3) Елементи, що утворюють сегрегації на границях зерен — B, C і Zr [1].

До карбідоутворюючих елементів належать Cr, Mo, W, Nb, Ta і Ti. Al і Cr, котрі утворюють оксидні плівки, що захищають вироби від корозії [1].

Основними фазами жароміцних сплавів є:

1) Гамма-фаза (γ) є матрицею з ГЦК кристалічною ґраткою. У твердому розчині цієї фази міститься значна кількість Co, Cr, Mo, W [1].

2) Гамма-штрих фаза (γ') утворює частинки преципітату, що також має ГЦК кристалічну ґратку. У цю фазу входять такі елементи, як Al та Ti. Об'ємна частка цієї фази, когерентної до аустенітної матриці є досить великою [1].

3) Карбіди. Вміст вуглецю у сплавах відносно невеликий (0,05...0,2%). Він сполучається з карбідотвірними елементами — Ti, Ta, Hf [1].

4) Зерногранична γ' -фаза. Ця фаза утворюється у вигляді плівки по границях зерен в процесі термічної обробки [1].

5) Бориди. Виділяються на границях зерен у вигляді рідкісних частинок [1].

6) Фази топологічно щільно упаковані мають пластинчасту морфологію. Приклад: фази σ , μ і фаза Лавеса. Ці фази спричиняють окрихчення матеріалу і є небажаними [1].

1.2 Високоентропійні сплави.

Наукова цікавість спонукала професорів Цзян-Вей Йе та Брайана Кантора досліджувати багатокомпонентні сплави твердих розчинів у рівних або майже рівних молярних частках співвідношення з 1995 та 1981 відповідно. Обидва без зв'язку опублікували свої дослідження в наукових журналах у 2004 р. Ці унікальні сплави, на відміну від відомих традиційних сплавів на основі одного або двох основних елементів мають одну яскраву характеристика: надзвичайно висока ентропія змішування. Таким чином професор Йе назвав ці нові сплави, як високоентропійні сплави (ВЕС), і вони незабаром привернули увагу постійно зростаючого інтересу з боку наукових кіл та галузей підприємств у всьому світі [6].

1.2.1 Історія, визначення і прогрес ВЕС

Історія цивілізації тісно пов'язана з розробкою нових матеріалів. У кам'яному віці природні матеріали, використовувані стародавніми людьми, включали камінь, дерево, шкіру, кістку і самородні метали, такі як золото, срібло і мідь. Ці матеріали охоплюють три основні категорії матеріалів: кераміку, полімери та метали.

Після кам'яного віку наступні епохи (тобто бронза, залізо і сталь) послідовно виникли через більш легке відновлення міді, олова, свинцю, ртуті та заліза з їх відповідної руди. Це призвело до розвитку технології виробництва даних матеріалів у великій кількості. Легування міді переважно оловом і свинцем, а також легування заліза в основному вуглецем з горючого палива, створено мідні сплави, чавун і сталі. Більшість з них володіють чудовим поєднанням сили і міцності в порівнянні з керамікою і полімерами давніх часів.

Це призвело до появи ефективних додатків для повсякденного життя, транспорту, будівництва та зброї.

Відкриття додаткових металевих елементів йшло повільно через погані поклади в надрах або при великій важкості редукції та добуванні. Однак було досягнуто значного прогресу.

Після Першої промислової революції, яка почалася в Англії приблизно в 1750 році. Відкриття та виробництво нових елементів за різними технологіями, нових сплавів поступово розвивалися і застосовувалися як в звичайних, так і в спеціальних додатках. Це й викликало швидке просування. Приблизно 30 систем сплавів, кожна з яких заснована на одній основний металевий елемент, були розроблені і комерціалізовані [7]. Добре відомі промислові сплави включають швидкорізальні сталі, сталітової сплави, нержавіючі сталі, алюмінієві сплави, *al-ni-co*-сплави, пермалої, сплави Cu-Be, суперсплави і титанові сплави. Нещодавно розроблені сплави середини двадцятого століття включають Ni-Al, інтерметалідні сполуки і сплави Ti-Al, Fe-Al і металеві стекла для спеціальних застосувань [8-10].

У 1981 році Кантор розпочав дослідження над одноатомними багатокомпонентними сплави з його студентом Ален Вінсент [11]. Один з експериментальних сплавів мав 20 компонентів. Вони виявили, що лише одна композиція $Co_{20}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_{20}$, в атомних відсотках - це одна фаза FCC, що означає, що всі ці п'ять елементів змішуються в один твердий розчин. Робота була неопублікована, крім Теза Вінсента в Університеті Сассекс. Ще один студент, Пітер Найт, в Оксфордському університеті в 1998 р. проводив подібні дослідження на більш широкому асортименті сплавів. Його робота підтвердила попередні висновки та представила нові результати, але це також було неопублікований крім дисертації в Оксфорді. Близько 2002 року виступив Ісаак Чанг подальші дослідження таких сплавів в Оксфорді і представили результати на конференції "Швидко загартовані метали" в Бангалорі у 2002 р. Це було опубліковано в "Матеріалознавство та техніка" в липні 2004 року [12].

У цій статті під назвою «Розвиток мікроструктури в еквіатомних багатокомпонентних сплавах» [12], Кантор зробив кілька важливих

висновків. По-перше, еквіатомні сплави, що містять 20 компонентів (тобто 5 ат.% Mn, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Ag, W, Mo, Nb, Al, Cd, Sn, Pb, Bi, Zn, Ge, Si, Sb і Mg) та інший рівноатомний сплав, що складається з 16 елементів (тобто 6,25 ат.% Mn, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Ag, W, Mo, Nb, Al, Cd, Sn, Pb, Zn і Mg) є багатофазними, кристалічними і крихкими. Це спостерігалось як для стану лиття, отриманого індукційним плавленням в атмосфері аргону так і для стану швидкого затвердіння, отриманого при формуванні з розплаву.

У травні 2004 р. Ранганатан відправився на Тайвань, щоб відвідати Йе, щоб глибше зрозуміти та обговорити НЕА. У листопаді 2005 року він запросив Йе та його колегу С.К. Чена взяти участь у міжнародному симпозіумі "Границі в дизайні матеріалів 2005", що відбувся в Індійському технологічному інституті Мадрас у Ченнаї, Індія. Йе виступив з доповіддю на тему «Концепція нового сплаву, виклики та можливості сплавів з високою ентропією». У січні 2007 р. Він знову запросив Йе виступити з доповіддю під назвою «Моделювання молекулярної динаміки для багатоелементних впливів на здатність скла до рівномольних сплавів, що формується» на семінарі з об'ємних металевих окулярів: наука та технологія (BMG 2007), що відбувся в Індійському інституті науки в Бангалорі, Індія. Завдяки його запрошенню концепція високоентропійного сплаву швидко поширилася на велику кількість учасників, що брали участь у міжнародних переговорах.

У 1995 році Йе почав досліджувати світ багатокomпонентних сплавів [13]. Він вважав, що висока ентропія змішування може поліпшити змішування компонентів і зменшити кількість фаз. У цьому дослідженні йому спочатку потрібно було переконатися, що існує можливість синтезу таких сплавів з елементарних сировинних матеріалів. За допомогою професора С.К. Чена, його науковий аспірант К.С. Хуанг успішно виготовив перший цілісний злиток вагою ~ 100 г в чашевидному тиглі з водяним охолодженням методом дугової плавки [13]. Після цього успіху за допомогою дугової плавки було приготовлено близько 40 рівноатомних сплавів, кожен з 59 компонентів. Потім були проведені дослідження

мікроструктури, твердості і корозійної стійкості в литому і повністю відпаленому стані цих сплавів. На підставі цих даних були обрані 20 експериментальних сплавів на основі Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Mo, Zr, Pd і Al (з додаванням 3 ат.% В або без нього), які обговорювалися в його магістерській дисертації. в Національному університеті Цин Хуа в 1996 році [13].

Отже, високоентропійні сплави – це сплави, що містять не менше п'яти елементів, при цьому концентрація кожного елементу повинна знаходитися у межах від 5 до 35 % (ат). Важливо відмітити, що при правильному підборі компонентів виникає можливість отримувати тверді розчини заміщення, незважаючи на велику кількість елементів. Такі сплави мають високу ентропію змішування, що приводить до мінімізації вільної енергії Гіббса. Понижена вільна енергія сплаву забезпечує стійкість твердого розчину при наступній термообробці [14].

На відміну від традиційних видів сплавів, де основою є один-два основних компонента, а інші, за рахунок яких формуються специфічні властивості, мають характер домішок, у даного виду матеріалів відсутні основні та додаткові метали [14].

Щодо прогресивного дослідження високоентропійних сплавів, то основи як уже згадувалось вище були опубліковані в 2004 році. Проте активно почали досліджувати дані сплави починаючи з 2014 року і до сьогодні цей напрямок вважається прогресивним.

1.2.2 Механічні властивості ВЕС

Механічні властивості високоентропійних сплавів (ВЕС) широко вивчаються в області твердості, стиснення, розтягування, зазубрин, втомної міцності і наноіндентування з 2004 р Незважаючи на те, що ВЕС мають широкий діапазон механічних властивостей, багато ВЕС, як повідомляється, мають багатообіцяючі властивості, такі як високі значення твердості, висока

плинність, велика пластичність, відмінний опір втомної міцності і хороше значення в'язкості при руйнуванні [6].

Твердість - один з найбільш зручних способів опису механічних властивостей металевих матеріалів [15]. ВЕС демонструють значення твердості, які широко варіюються від 140 до 900 HV, в залежності від систем сплаву і пов'язаних методів обробки [16]. Значення твердості 20 найбільш вивчених НЕА в порівнянні зі звичайними сплавами показані на рис. 1.1. Твердість сильно змінюється в кожній системі сплаву. Якщо взяти, наприклад, систему сплавів AlCoCrCuFeNi [17], значення твердості варіюються від 154 до 658 HV, які сильно залежать від точного хімічного складу, методів виготовлення і наступного процесу термообробки.

Коефіцієнт легування відіграє важливу роль у структурі та механічних властивостях ВЕС, що привертає велику увагу до ВЕС в галузі металургії. Дослідимо вплив Al, B, Co, Cr, Mo, Nb, Ni та V на механічні властивості однофазних ВЕС та багатофазних ВЕС, відповідно.

Жоден з описаних еквіатомних багатокомпонентних об'ємних сплавів легких перехідних металів з Al не є однофазним твердим розчином. Їх спільна риса – це евтектичний тип взаємодії компонентів [15]. Для систем $Al_xCoCrCuFeNi$ [14], $Al_xCoCrFeMnNi$, $Al_xCoCrFeNi_2$ і $Al_xCoCuFeNi$ однофазні ВЕС з типом структури ГЦК утворюються з дуже низьким вмістом Al ($x < 0,5$). В однофазній області ГЦК ($x < 0,5$) збільшення твердості в основному відбувається за рахунок зміцнення твердого розчину заміщення. Внесок алюмінію в підвищення твердості багатофазних ВЕС був пов'язаний з механізмом зміцнення в розчині, ефектом дисперсійного зміцнення і ефектом зміцнення нанокомпозита [15].

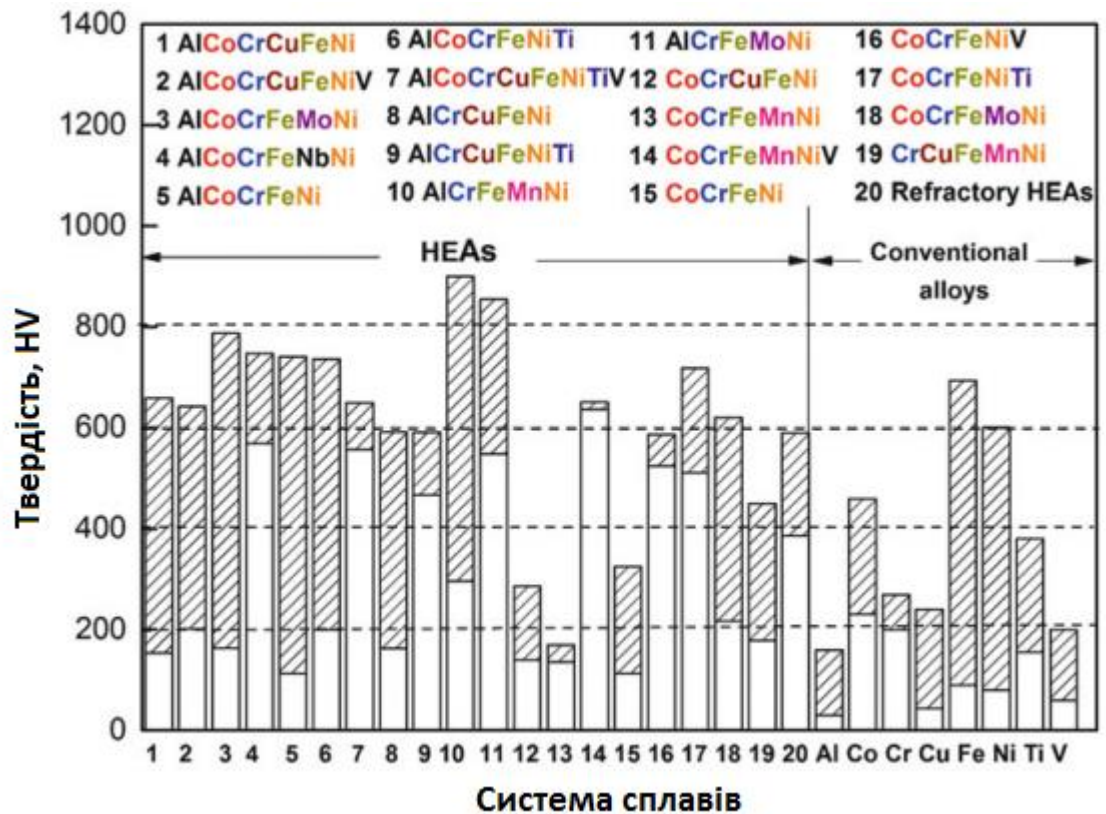


Рисунок 1.1 – Значення твердості сплавів в залежності від складу [6].

Вплив В / Ni / V на значення твердості ВЕС показано на рис. 1.2, а вплив Co / Cr / Nb / Mo показано на рисунку 1.3.

Сплави $AlB_xMnNiTi$ мають високу твердість. Твердість збільшується з 740 до 779 HV при збільшенні атомного відношення бору від 0 до 0,5, що може бути викликано аберацією кристалічної решітки [18]. Вплив додавання ванадію на твердість добре вивчено в $Al_{0,5}CoCrCuFeNiV_x$ і $AlCoCrFeNiV_x$. Для $Al_{0,5}CoCrCuFeNiV_x$ в діапазоні $x < 0,4$ і $x > 1,2$ зміцнення розчину в фазах ГЦК і ОЦК здається невеликим при додаванні більшої кількості ванадію. В діапазоні $0,4 < x < 1,0$ при додаванні більшої кількості ванадію значення твердості швидко збільшується і досягає піку (640 HV) при $x = 1,0$. Основна причина - підвищена об'ємна частка ОЦК-фази і виділення σ -фази.

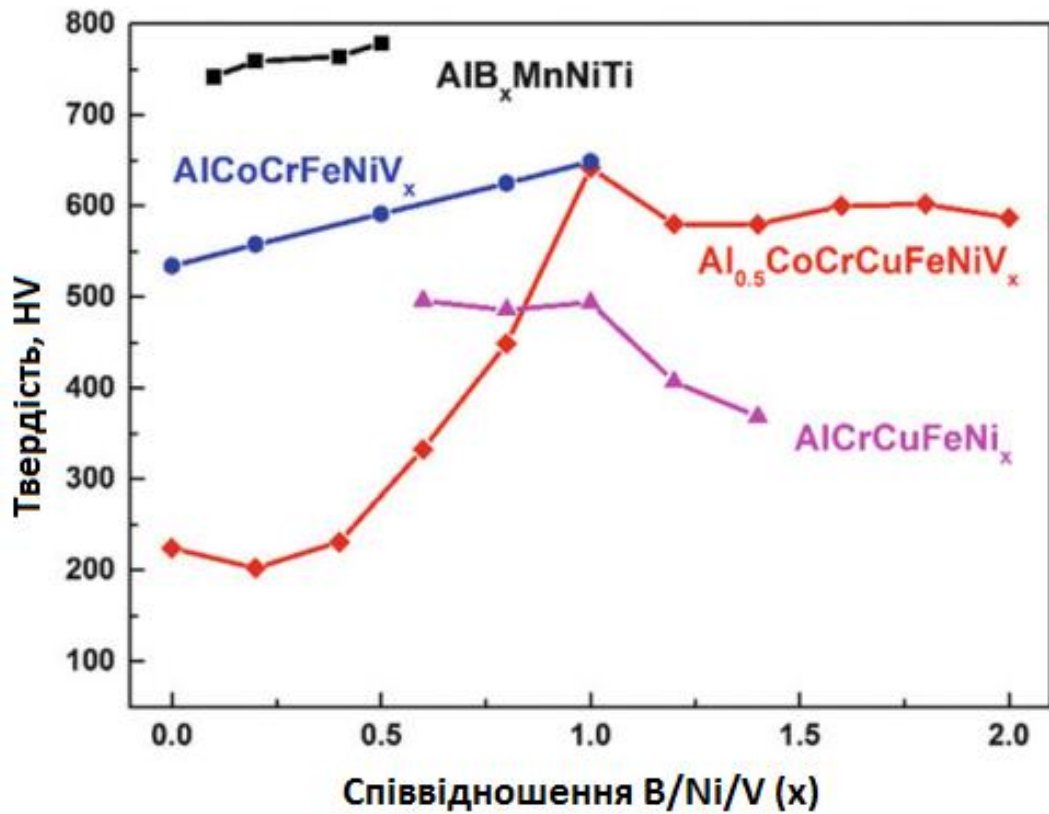


Рисунок 1.2 – Залежність твердості по Вікерсу від вмісту V/Ni/V (x) [6].

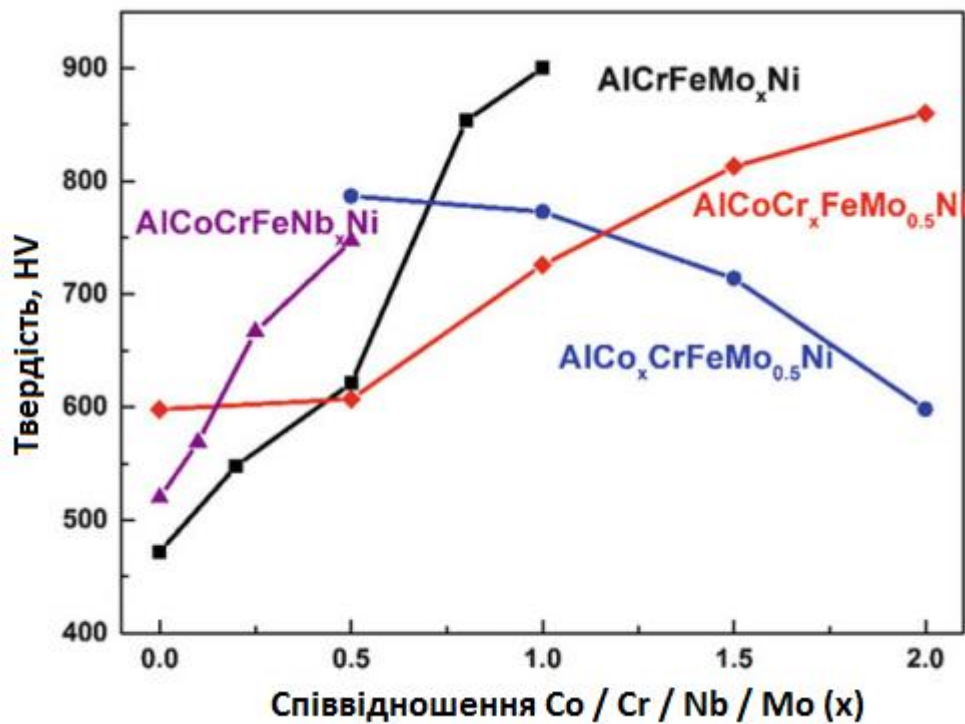


Рисунок 1.3 – Залежність твердості по Вікерсу від вмісту Co / Cr / Nb / Mo (x) [6].

Твердість ВЕС з литого AlCrFeCuNi_x постійна і становить близько 490 HV, коли x знаходиться в діапазоні від 0,6 до 1,0. Але твердість помітно знижується, коли x знаходиться в діапазоні від 1,0 до 1,4, що є наслідком зменшення частки ОЦК-фази, збагаченої CrFe. Твердість по Віккерсу AlCoCrFeNiNb_x приблизно лінійно збільшується зі збільшенням вмісту Nb.

Існує безліч факторів, що визначають значення твердості в ГЦК і ОЦК фазах. Відомо, що ГЦК-структура має площині ковзання з найбільш щільною упаковкою, в той час як структура ОЦК не має істинно щільноупакованих площин ковзання. Таким чином, критичне напруження для ковзання в структурі ГЦК в основному менше, ніж в структурі ОЦК. Крім того, більша сила міжатомних зв'язків матиме вищий модуль Юнга і, отже, більш високу міцність. Ефект зміцнення в розчині також більш виражений для металів з більш високим модулем пружності. ОЦК-фаза сильніше, ніж ГЦК-фаза в деяких системах сплавів, таких як $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$, $\text{Al}_{0,5}\text{CoCrCuFeNiV}_x$ і $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$, що можна пояснити основним структурним фактором і механізмом зміцнення розчину. Твердість, H і об'ємні частки ГЦК- і ОЦК-фаз в перехідній області системи $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ можна розрахувати наступним чином [19]:

$$H = aH_{\text{ГЦК}} + (1 - a) H_{\text{ОЦК}}, \quad (1.1)$$

де: $H_{\text{ГЦК}}$ і $H_{\text{ОЦК}}$ - середні значення твердості окремих фаз ГЦК і ОЦК відповідно;

a - об'ємна частка фази ГЦК;

$(1 - a)$ - частка фази ОЦК.

Мікроструктури також впливають на твердість ВЕС. Наприклад, дендритні і междендритні області в ВЕС мають різну мікротвердість. Візьмемо, наприклад, систему, пов'язану з CoCrFeMnNi . Дендритна і междендритна твердість становить 30 HV і 109 HV для CoCrFeMnNi , 105 HV і

41 HV для CoCrFeMnNbNi, а також 103 HV і 29 HV для CoCrFeMnNiV відповідно [12]. Цю тенденцію можна пояснити сегрегацією складу і характером твердості родинних чистих металів.

Зносостійкість і трибологічні властивості важливі для додатків з рухомими частинами з включеними абразивними частинками або без них, які можуть перебувати при високих температурах, при ударних навантаженнях і в агресивному середовищі. Загалом, тверді, в'язкі, змащувальні, термічно стабільні і хімічно інертні матеріали ідеально підходять для таких застосувань. Розробити такі матеріали для використання у важких умовах експлуатації дійсно складно. В цьому відношенні звичайні сплави все ще стикаються з безліччю вузьких місць.

Зносостійкість вивчалася на ранній стадії розробки ВЕС, хоча дані все ще обмежені. Вчені вивчали абразивну зносостійкість НЕА $Al_{0,5}V_xCoCrCuFeNi$ і виявили, що об'ємна частка борида, збагаченого (Fe, Cr), збільшується зі збільшенням вмісту V. На рисунку 1.4 порівнюється їх зносостійкість з зносостійкістю типових зносостійких сплавів. Сплав з $x=1,0$ має кращу зносостійкість, ніж підшипникові сталі SUJ2. Повідомлялося також, що при добавках V і Ti в той же сплав, тоді зносостійкість швидко поліпшувалася зі збільшенням вмісту Ti від 0,6 до 1,0 і досягала максимуму при $x=1,0$ з подальшим поступовим зниженням при більш високому вмісті Ti. Оптимум обумовлений утворенням CoCr-подібної фази між $x=0,8$ і $x=1,0$. Зносостійкість збільшується приблизно на 20% при збільшенні вмісту V з $x=0,6$ до $x=1,2$ і виходячи за межі $x=1,2$. Це поліпшення в основному пов'язано з утворенням дуже твердою σ -фази.

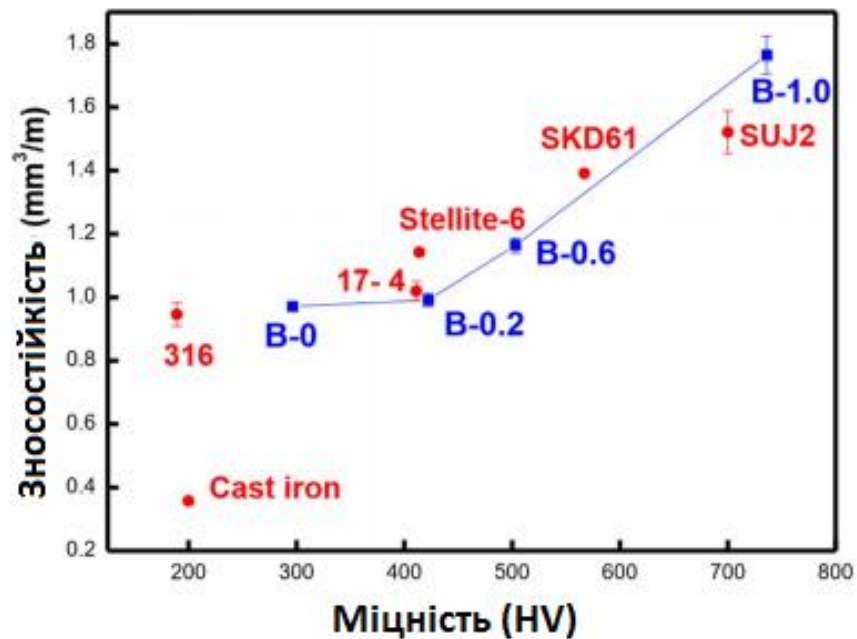


Рисунок 1.4 – Зносостійкість як функція твердості для $Al_{0.5}CoCrCuFeNiB_x$ ВЕС та типові звичайні сплави [6].

1.2.3 Структурні властивості ВЕС

ВЕС зі структурою ГЦК є найбільш популярними сплавами через їх хорошу пластичність і відмінну в'язкість руйнування при криогенних температурах. Однак литий зразок має низьке значення міцності 200 МПа при кімнатній температурі і обмежує його використання в якості матеріалу для конструкційних застосувань. Дослідники прагнули поліпшити міцність ВЕС на основі ГЦК за допомогою різних механізмів зміцнення, включаючи дисперсійне зміцнення і зміцнення кордонів зерен. Однак сплави, зміцнені за допомогою цих механізмів, володіють поганою пластичністю.

В однофазному сплаві ГЦК $CoCrFeMnNi$ було виявлено, що деформація визначається планарним ковзанням дислокацій типу $1/2\{110\}$ і на місцях $\{111\}$ при деформаціях $< 2,4\%$, що також вказує на низьку ЕДУ (енергію дефекту упаковки). При деформації більше 20% переважання деформаційного двійникування спостерігалось при 77К, але утворення структур дислокаційних осередків спостерігалось при 293К. Вчені

припустили, що комбінований ефект високого енергетичного рівня спотвореної матриці і зняття енергії деформації дефекту упаковки за рахунок регулювання положення атома на місці призводить до дуже низького ЕДУ в порівнянні зі звичайними сплавами, що характеризуються невеликою спотвореної матрицею з основним елементом.

Також нещодавно дослідники спробували поліпшити механічні властивості ВЕС, додавши проміжні елементи, які покращують властивості за рахунок механізму посилення міжклітинного шару. Вони спостерігали, що додавання 0,5 ат.% С до FeCrNiCoMn ВЕС поліпшило його міцність, але пластичність сплаву знизилася. Також дослідили механічні властивості $Al_{7.5}Cr_6Fe_{40.4}Mn_{34.8}Ni_{11.3}$ ВЕС з різним вмістом С і виявили, що пластичність і міцність ВЕС поліпшуються зі збільшенням змісту С до 1,1 ат.%; подальше додавання С погіршило його властивості.

Останнім часом евтектичні ВЕС привертають велику увагу через їх виняткові механічні властивості. Однак через відсутність багатоконпонентних фазових діаграм до теперішнього часу розроблено лише декілька евтектичних ВЕС.

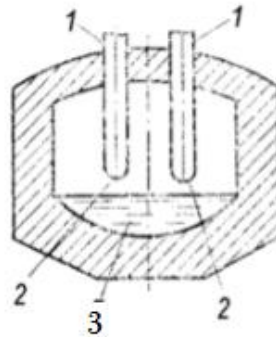
Одним із таких сплавів виготовили евтектичний ВЕС AlCoCrFeNi₂.Та за допомогою дугового плавлення досліджували еволюцію мікроструктури і механічних властивостей ВЕС після термомеханічної обробки (холодної прокатки). Мікроструктура литого ВЕС складається з фаз В2 (ОЦК) і L1₂ (ГЦК). Мікроструктура холоднокатаного ВЕС показує спотворену фазу L1₂ з упорядкованою фазою В2. Відпал холоднокатаного ВЕС при 800°C або 1000°C показує дрібну мікроструктуру з рівноосними зернами, що призводить до поліпшених механічних властивостей холоднокатаних і відпалених ВЕС в порівнянні з литими сплавами.

Всі сплави, відпалені в інтервалі температур 800-1200 ° С, мають високу міцність на розрив 1000 МПа з пластичністю 10%. Таким чином, термомеханічна обробка є ефективним підходом до адаптації властивостей евтектичних ВЕС для різних застосувань [20].

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Вихідні матеріали дослідження

Як об'єкт дослідження було вибрано лопатку газотурбінного двигуна («Зоря-машпроект», м. Миколаїв) з жаростійкого сплаву та екіатомний високоентропійний сплав складу NiCrCoFeTiTaMo. Високоентропійний сплав одержували шляхом дугового переплаву у лабораторній дуговій печі МІФІ-9, схема якої представлена на рисунку 2.1. Вихідними компонентами для сплаву були метали високої чистоти, які переплавляли на мідному водоохолоджуваному поду в атмосфері аргону. В якості аноду використовували невитратний вольфрамовий стержень. Перед сплавленням металів проплавляли геттр з титану для очистки атмосфери пічки від залишків кисню. Для однорідності зразка його проплавляли 5 разів, перевертаючи на подині.



1 – електрод; 2 – область дугового розряду; 3 – рідкий сплав

Рисунок 2.1 – Схема дугової печі МІФІ-9

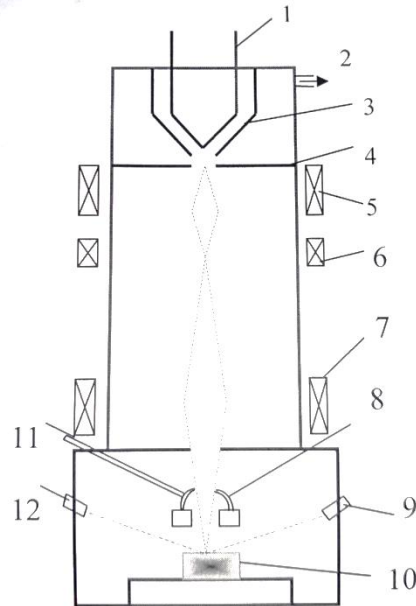
2.2 Методика експерименту

2.2.1 Дослідження мікроструктури та хімічного складу

Для визначення мікроструктури та хімічного складу лопатки проводили дослідження на електронному мікроскопі Selmi PEM-106И. Для

приготування шліфів, вирізані участки лопатки заливали бакелітом і проводили шліфування на станку.

Схему будови растрового електронного мікроскопа представлено на рисунку 2.2. Принцип виникнення сигналу показано на рисунку 2.3.



1 – катод; 2 – вакуум; 3 – циліндр; 4 – анод; 5 – конденсорна лінза;
6 – растова лінза; 7 – лінза об'єктивна; 8 – РЕ-детектор; 9 – СЕ-детектор;
10 – зразок; 11 – СЛ-детектор; 12 – ЕДС-детектор

Рисунок 2.2 – Схема будови растрового електронного мікроскопа

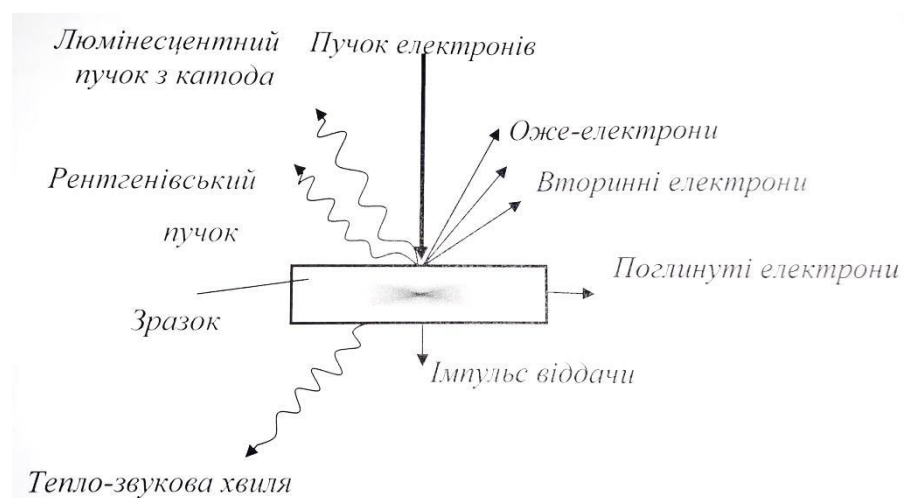
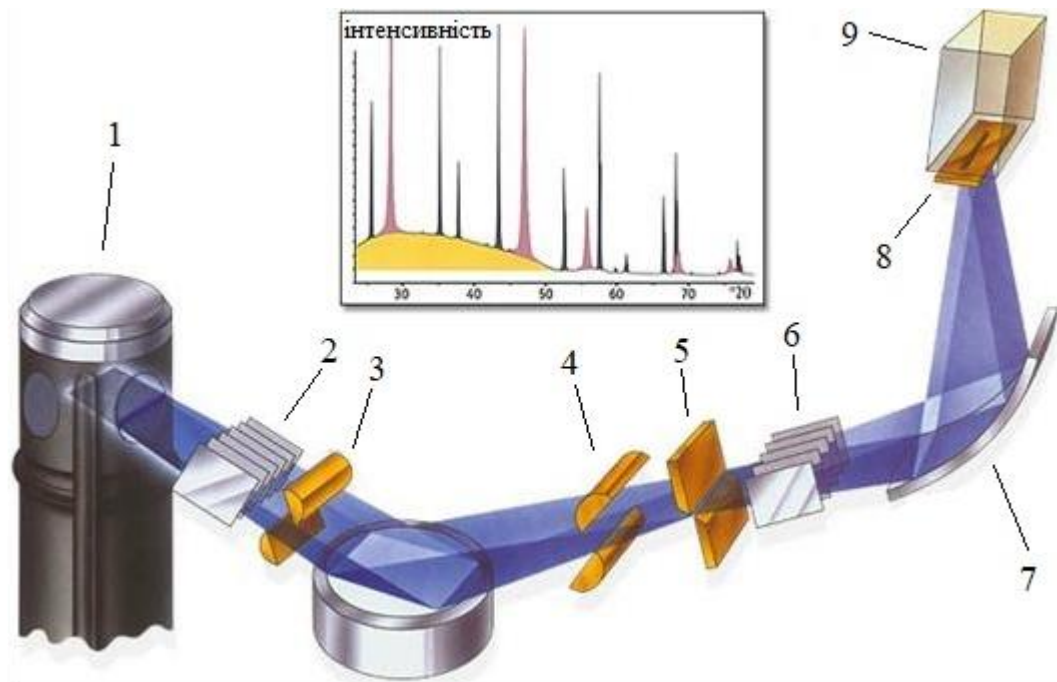


Рисунок 2.3 – Виникаючі сигнали від взаємодії первинного електронного пучка зі зразком

2.2.2 Дослідження фазового складу

Фазовий склад даної лопатки ми визначаємо за допомогою рентгеноструктурного методу на дифрактометрі Rigaku Ultima IV, який зображений на рисунку 2.4. Проводили дане дослідження в монохроматичному випромінюванні $\text{CuK}\alpha$. Графітовий монокристал, встановлений на дифрагованому пучку, використовується як монохроматор; багат шарове параболічне дзеркало використовується для формування первинного паралельного пучка рентгенівських променів. Для підвищення точності експерименту дане обладнання оснащено автоматичною системою юстування.



1 – рентгенівська трубка, 2 – щілина Солера, 3 – екваторіальна щілина, 4 – щілина проти розсіювання, 5 – прийомна щілина, 6 – щілина Солера, 7 – вторинний монохроматор, 8 – щілина детектора, 9 – детектор

Рисунок 2.4 – Схема дифрактометра Rigaku ULTIMA IV

Основними компонентами дифрактометра є рентгенівська трубка і гоніометр. Гоніометр – це детектор розміщений на рухомому пристрої. Це система для точного встановлення та відстеження кута випромінювання

відносно поверхні зразка. Одне плече гоніометра використовує рентгенівську трубку для встановлення кута опромінення зразка, а друге визначає кут відбиття Бреґга випромінювання від зразка. Під час безперервного руху детектор (коли кут θ змінюється) реєструє інтенсивність рентгенівського випромінювання. Інші частини оптичного тракту дифрактометра надають випромінювання такі характеристики, щоб оптимізувати його для вирішення певних проблем при дифракційних дослідженнях.

В основі цього методу лежить явище дифракції рентгенівських променів у ґратчастих вузлах, що може бути досягнуто розсіюванням рентгенівських променів на частинках з довго впорядкованою періодичністю. Отримані дифракційні промені мають різну довжину шляху залежно від міжплощинного інтервалу кристала та кута, під яким рентген падає на нього.

Як всі ми знаємо, відбиття рентгенівських променів від сімейства паралельних площин кристалів відбувається лише при певному значенні кута падіння, яке пов'язане з довжиною хвилі та відстанню кристалічної площини (закон Вульфа-Брегга):

$$2d\sin\theta = n\lambda, \quad (2.1)$$

де: d – міжплощинна відстань;

θ – брегівський кут;

λ – довжина хвилі випромінювання;

n – порядок відбиття.

Тобто, коли внаслідок перешкод існує різниця в ході $n\lambda$ (n - ціле число), хвиля буде посилюватися завдяки інтерференції, що приведе до максимальної інтенсивності дифракційної картини. Оскільки довжина хвилі випромінювання відома, міжплощинний інтервал можна розрахувати згідно з рівнянням 2.1. Порівнюючи ці розрахункові дані з раніше відомими табличними даними, можна визначити фазовий склад досліджуваного зразка.

Дифрактограму отримують поетапним скануванням в межах інтервалів кутів $2\theta = 18^\circ\text{--}98^\circ$. Крок сканування складає $0,05^\circ$, а час експозиції у кожній точці – 2 с. Для обробки дифрактограм використовували програму PowderCell 2.4.

2.2.3 Дослідження мікротвердості

Значення мікротвердості визначали за допомогою приладу «Мікрон-гамма-09», що зображений на рисунку 2.5. Низькотемпературне ($T = 293\text{ K}$) автоматичне мікроіндентування було проведено за допомогою піраміди Берковича за методикою [21], визначали мікротвердість H_{IT} та контактний модуль пружності (модуль Юнга) E .

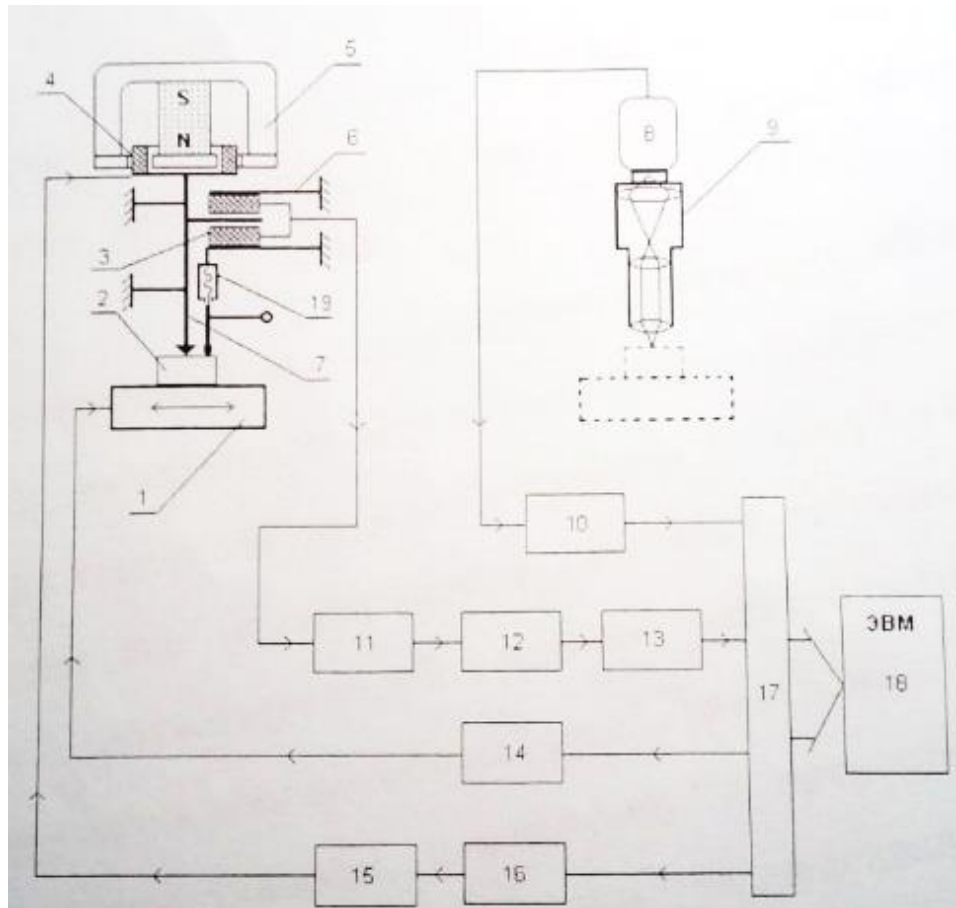
Відповідно до методу, запропонованого в [22], стан поверхневого шару зразка на пристрої "Мікрон-гамма" оцінюється шляхом сканування за допомогою програми для управління, збору та обробки інформації.

Експеримент проводять наступним чином:

Встановіть дослідний зразок 2 на предметний стіл 1 роблячи так, щоб поверхня зразка була максимально паралельною до столу. Використовуючи рукоятки грубого та точного регулювання оптичного мікроскопа 8 плавно опускаємо індентор 7 із щупом 19 до поверхні зразка 2, при умові, що індентор в підвішеному стані буде розташований нижче щупа в межах 50-100 мкм. Момент, коли індентор торкається поверхні, реєструється індикатором на екрані. Повертаючи рукоятку щупа 19, ми розширюємо (опускаємо) щуп, щоб контактувати з поверхнею зразка, і одночасно реєструємо контактний момент на індикаторі на екрані. Застосування щупів може зменшити вплив жорсткості конструкції обладнання на показання в десятки разів, оскільки воно вимірює глибину введення індентора відносно щупа, а не прогин столу та стійки обладнання.

Після вибору необхідного навантаження та запуску програмного забезпечення, за допомогою електромагнітного навантажувача 5

навантажують індентор цифро - аналогового перетворювача 16 і керованого генератора постійного струму 15. У той же час, за допомогою датчика 3, автогенератора 11, кільцевого детектора 12, а також аналогового перетворювача 13 відбувся процес реєстрації глибини впровадження індентора.



- 1 – прецизійний двокоординатний предметний стіл; 2 – зразок;
 3 – котушка диференціального індуктивного датчика малих переміщень;
 4 – котушка електромагнітного навантаження; 5 – навантажувач з магнітом;
 6 – пружні пружини датчика; 7 – шток з індентором і пружними пружинами;
 8 – цифрова відеокамера; 9 – оптичний мікроскоп; 10 – інтерфейс відеовходу;
 11 – автогенератор; 12 – кільцевий детектор; 13 – аналогово – цифровий
 перетворювач; 14 – стабілізатор постійного струму; 15 – керований генератор
 постійного струму; 16 – цифро - аналоговий перетворювач;
 17 – мікропроцесор; 18 – ЕВМ; 19 – щуп, що регулюється

Рисунок 2.5 – Схема приладу «Мікрон-гамма-09»

3 ЕКСПЕРЕМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

3.1 Дослідження лопатки ГТД

На першому етапі проводили визначення хімічного складу жароміцного сплаву лопатки. Для цього вирізали зразки розміром 30-40 мм та знімали шар товщиною 3-4 мм. Одержані таким чином шліфи піддавали дослідження на мікроскопі РЕМ-106И. Мікрофотографії структури приведено на рисунку 3.1.

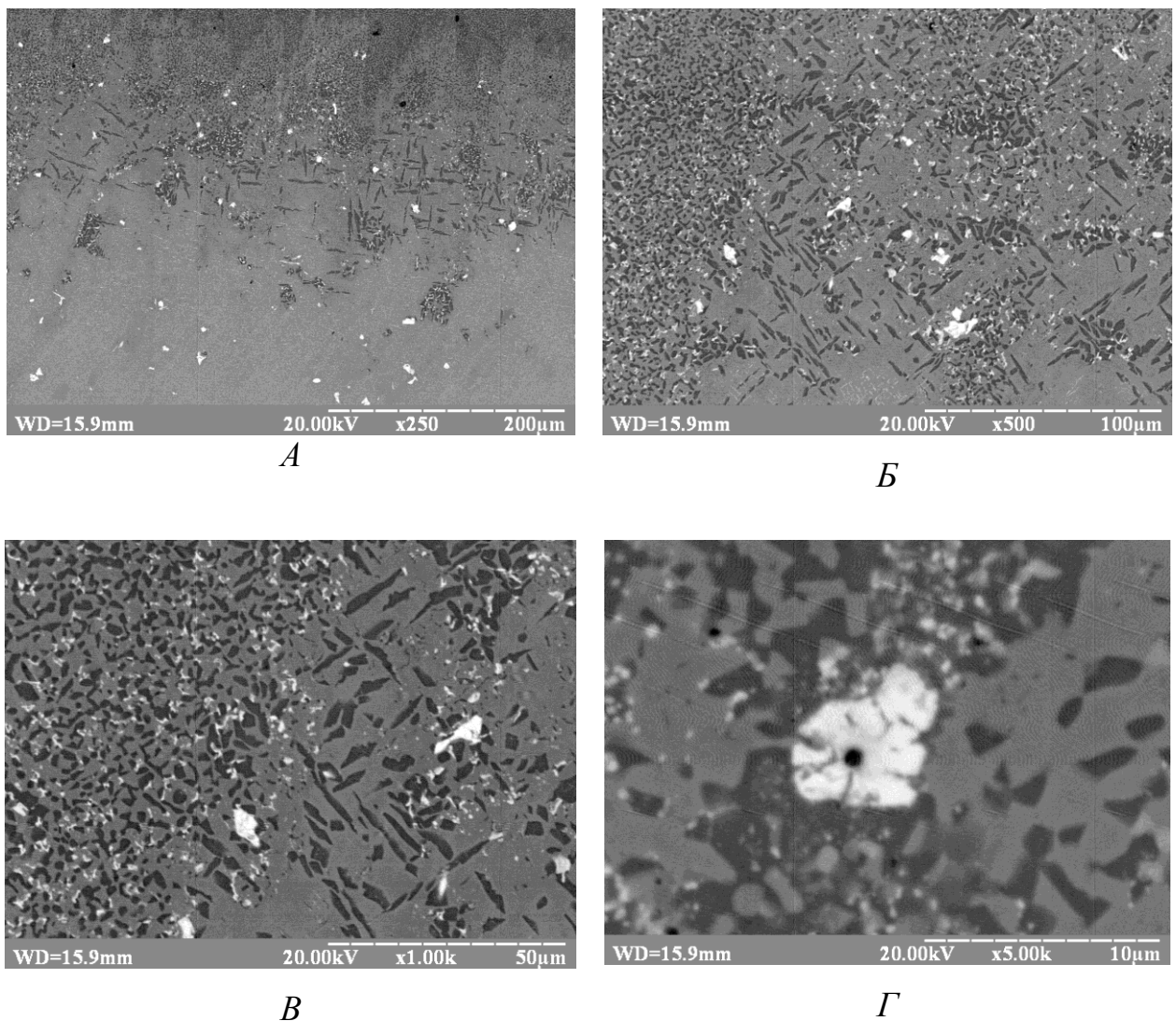
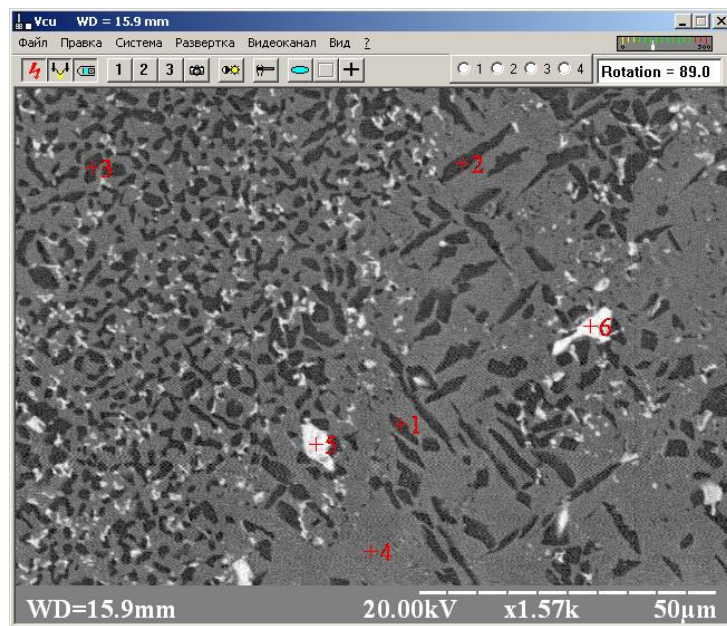


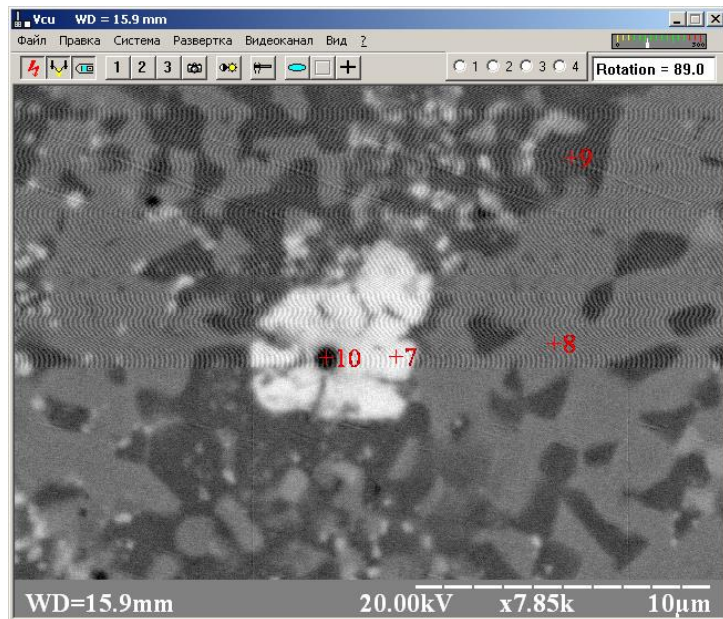
Рисунок 3.1 – Мікроструктури лопатки при різних збільшеннях.

Як видно з приведених мікроструктур в об'ємі сплаву можна виділити три фазові складові. На фоні матричної сірої фази розрізняють темні та світлі включення. Темна фаза має видовжену голчасту структуру, розміром від 1 мікрметра до 30 мікрметрів. Світла фаза має переважний розмір 1-2 мікрметра, проте спостерігаються і до 20 мікрон зерна.

Для визначення хімічного складу сплаву було вибрано 10 характерних точок рис .3.2. Результати EDX(енергодисперсійний рентгенівський аналіз) приведені в таблиці 3.1 в атомних відсотках.



a



б

Рисунок 3.2 – Мікроструктури для визначення хімічного складу.

Таблиця 3.1 – Склад фаз

Еле- мент	Кількість елемента в спектрі дослідження, атом. %									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Al	28,99	32,40	31,17	-	-	2,58	3,54	6,07	33,96	35,43
Cr	8,52	6,17	7,29	20,84	2,33	3,32	3,53	28,41	6,73	2,06
Co	24,03	26,20	25,84	34,43	3,19	4,87	7,22	49,70	27,82	3,70
Ni	33,72	30,63	31,38	30,31	3,23	4,89	3,63	14,26	27,31	2,41
Ti	3,25	3,60	3,41	1,90	46,01	20,61	46,97	0,69	3,05	37,74
W	0,31	-	-	0,83	4,33	1,73	3,72	0,46	0,28	2,46
Si	1,18	1,0	0,92	2,19	9,23	-	-	-	0,85	-
Mo	-	-	-	0,39	1,28	0,98	0,97	0,42	-	-
Re	-	-	-	0,51	-	-	-	-	-	-
Ta	-	-	-	-	27,64	13,10	28,99	-	-	16,19
Nb	-	-	-	-	2,76	1,58	1,62	-	-	-
O	-	-	-	-	-	45,32	-	-	-	-
Fe	-	-	-	-	-	1,03	-	-	-	-

Таким чином, у сплаві присутні наступні елементи: Ni, Cr, Co, Fe, Ti, W, Al, Si, Mo, Re, Ta, Nb, O.

Склад темної фази представлений у таблиці на спектрах 1, 2, 3 та 9. Склад матриці – спектри 4 та 8, а склад світлих включень – спектри 5,6 та 7, що представлені в таблиці 3.1. Спектр 10 являє собою включення оксиду алюмінію, що виникає при поліруванні та шліфуванні зразка.

Дифракційна картина від цього зразка (рис. 3.3) свідчить про наявність ГЦК γ -фази (сіра зона) на основі нікелю з періодом ґратки $a = 0,3596$ нм. Темна фаза являє собою γ' -фазу, дифракційні піки якої практично співпадають з матричними відбиттями. В той же час, світла фаза – це інтерметаліди на основі важких металів, які проявляються у вигляді слабких дифракційних піків на загальному фоні.

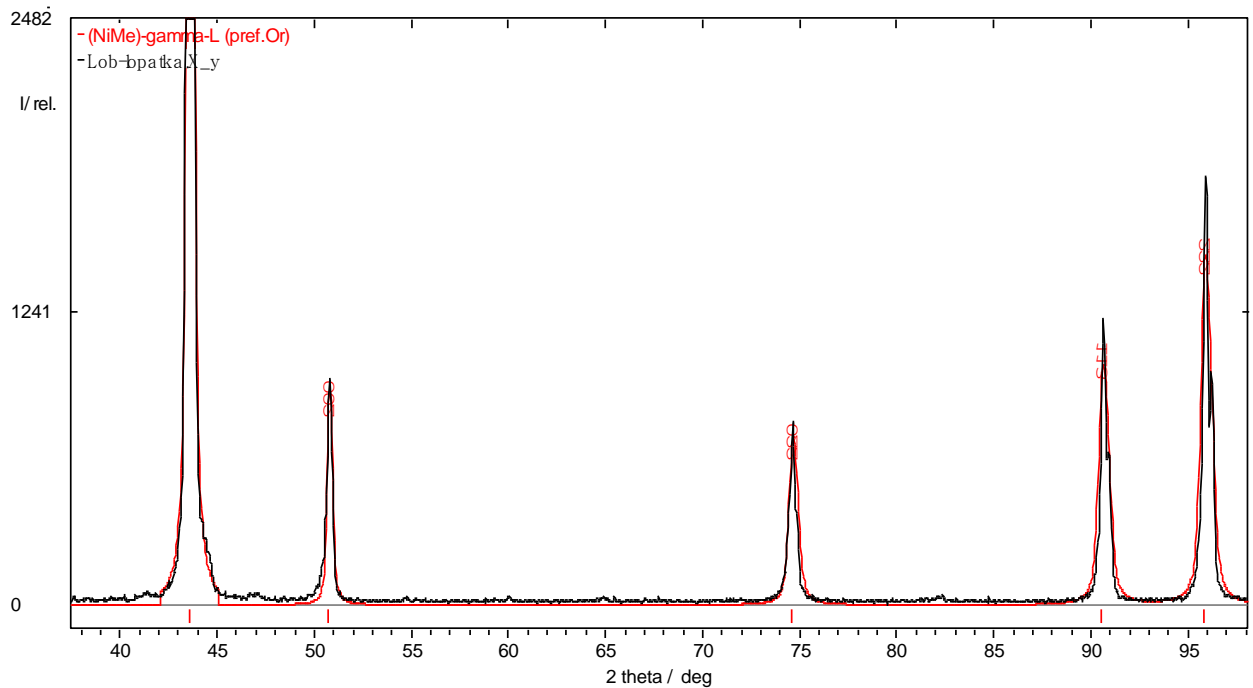


Рисунок 3.3 – Дифрактограма лопатки після зняття поверхневого шару товщиною 3 мм.

Таким чином, в об'ємі лопатки формується матрична γ - та γ' -фаза з включеннями високодисперсних інтерметалідів зареєстрованих металів.

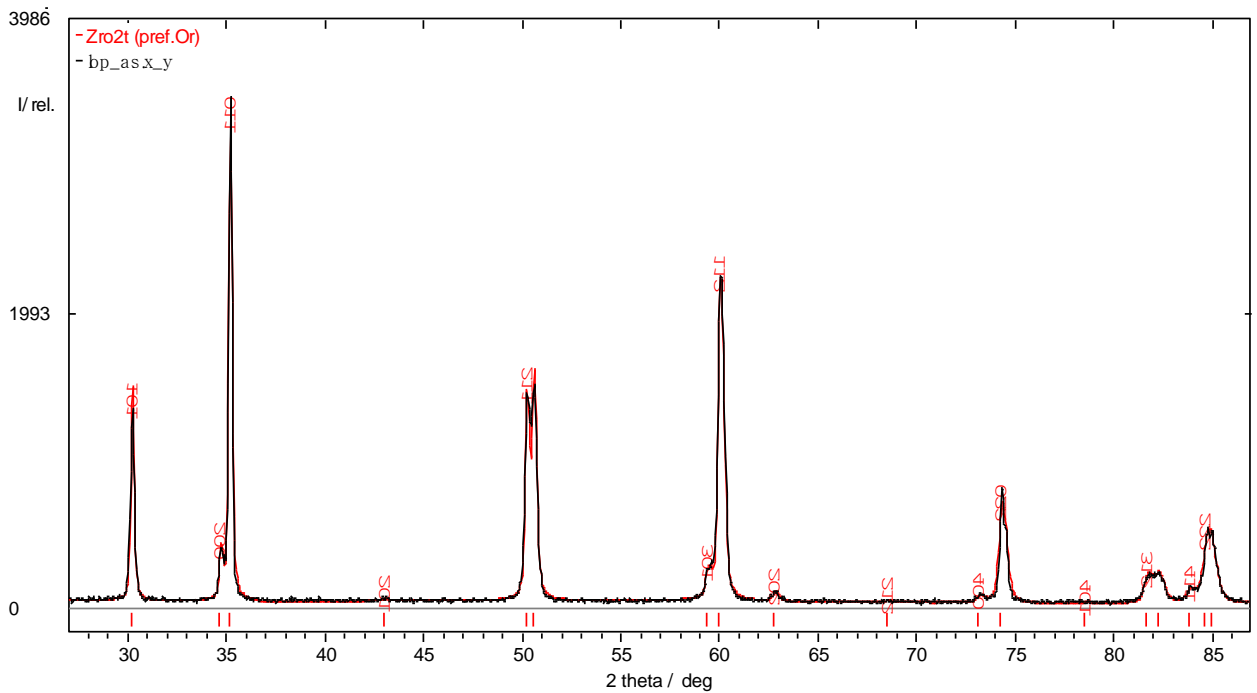


Рисунок 3.4 – Дифрактограма вихідної поверхні лопатки.

Поверхневий шар лопатки ГТД як на вигляд, так і по хімічному складу відрізняється від сплаву в середині об'єму. Приведені рентгеноструктурні дослідження (рис. 3.4) показали, що на поверхні знаходиться покриття на основі ZrO_2 з періодом тетрагональної ґратки $a = 0,3609$ нм, $c = 0,5172$ нм. Очевидно діоксид цирконію повинен бути легований, н-д, ітрієм для стабілізації при кімнатній температурі тетрагональної поліморфної модифікації, оскільки чистий ZrO_2 при кімнатній температурі стабілізується в моноклінній сингонії. Це підтверджують дані мікрорентгеноспектрального аналізу зразка (рис. 3.5).

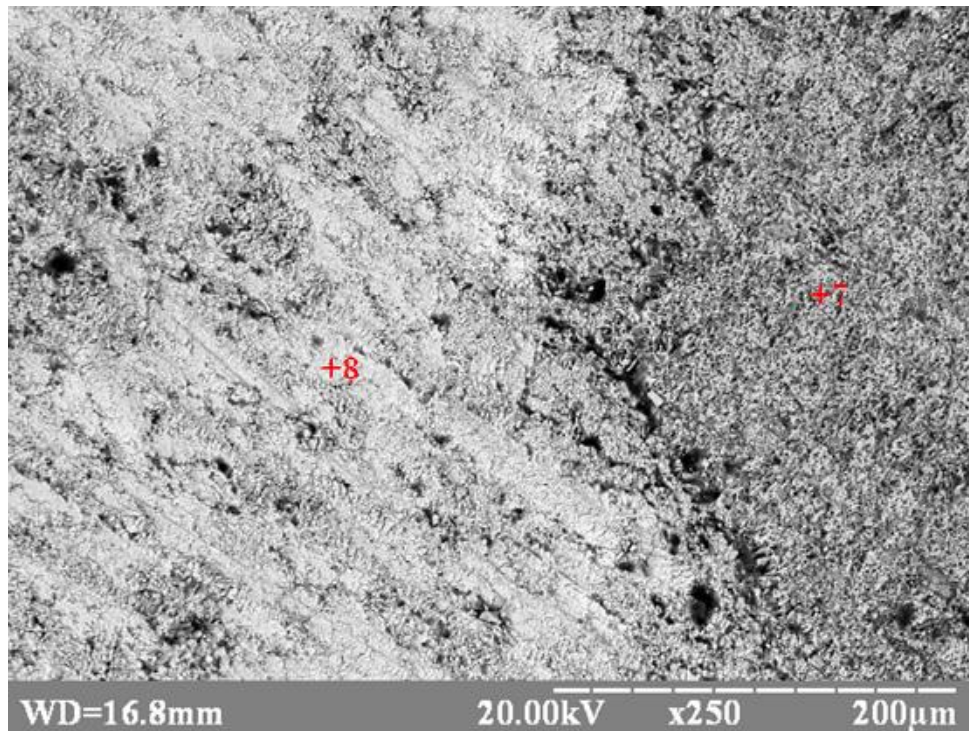


Рисунок 3.5 – Мікроструктура покриття нанесеного на лопатку.

В точці 8 спектрально реєструються атоми кисню – 73,3 атомних %, атоми цирконію – 22,9 атомних %, та 3,8 атомних % ітрію.

Після зняття з поверхні лопатки шару товщиною порядку 10 мікрон, дифрактометрично реєструється 13 масових % фази діоксиду цирконію в тетрагональній модифікації (рис. 3.6). В той же час, фіксується впорядкована по типу B2 ОЦК-структура на основі AlNi (43 масових %) з періодом кубічної ґратки $a = 0,2878$ нм та тетрагональна σ -фаза CrCo (44 масових %) з періодами $a = 0,8797$ нм та $c = 0,4573$ нм. Наявність при поверхневому шарі під покриттям ZrO_2 σ -фази CrCo, підтверджують дані мікрорентгеноструктурного аналізу (рис. 3.7).

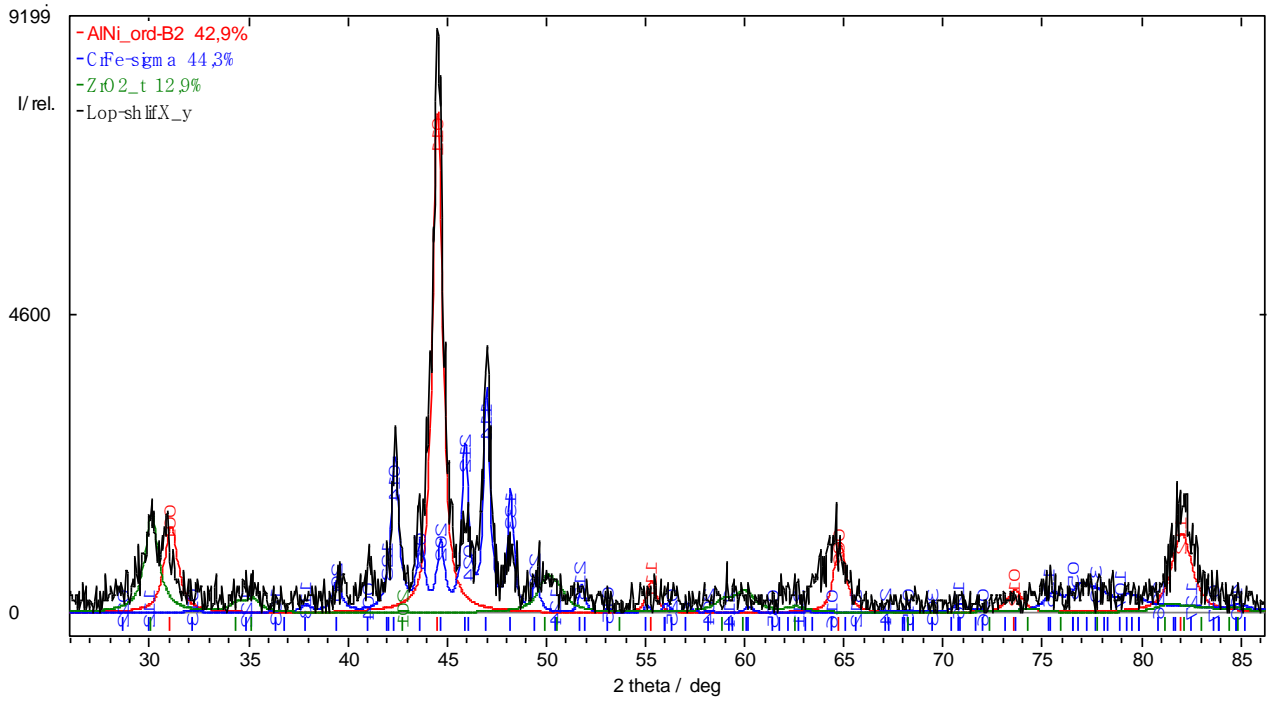


Рисунок 3.6 – Дифрактограма лопатки після зняття поверхневого шару товщиною 10 мкм.

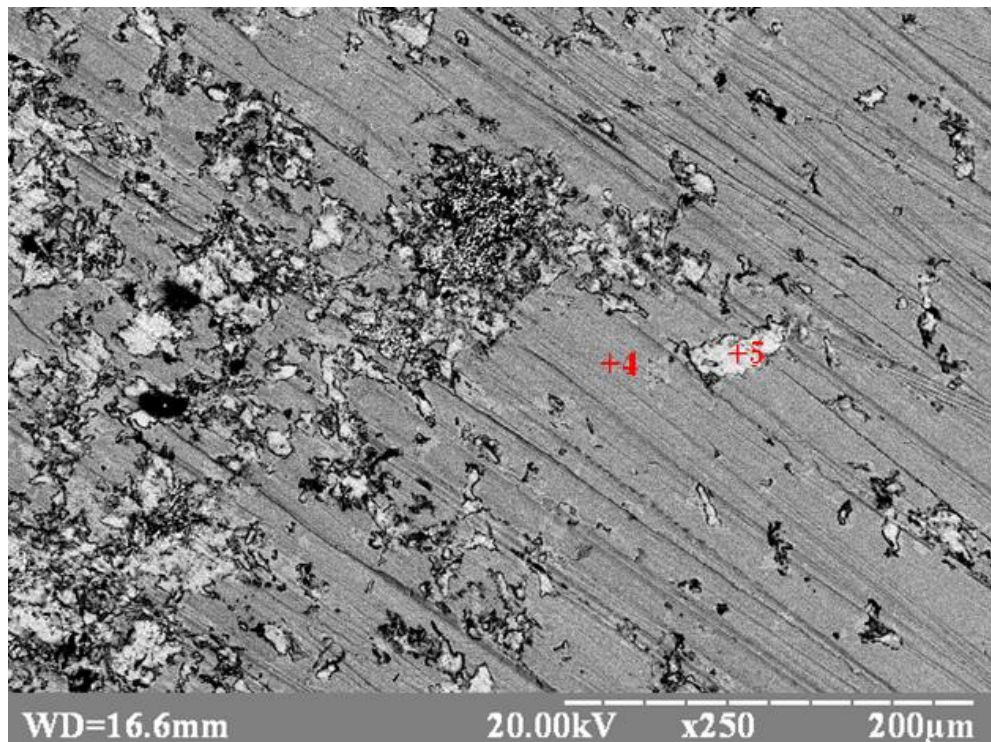


Рисунок 3.7 – Мікроструктура покриття після зняття шару 10 мкм

В точці 4 фіксується наступний хімічний склад: Co – 45,9 атомних %, Cr – 18,7 атомних %, Al – 33,9 атомних %, Si – 1,5 атомних %, що свідчить про можливість утворення сполуки на основі CrCo.

Відмітимо, що мікроінтентування лопатки на приладі «Мікрон-гамма» дозволило встановити модуль Юнга сплаву $E = 220$ ГПа та твердість 4,5 Гпа.

3.2 Дослідження високоентропійного сплаву NiCrCoFeTiTaMo

Сучасні підходи до створення нових міцних та жаростійких сплавів базується на використанні високоентропійних сплавів. Це сплави, які містять 5 і більше металів приблизно в еквіатомному складі. Їх висока ентропія змішування проводить до утворення в них однофазних або двофазних станів, подавляючи утворення інших інтерметалідних фаз. В цьому відношенні нами запропоновано високоентропійний сплав NiCrCoFeTiTaMo, який можна використовувати в якості заміни традиційним жаростійким сплавам. Дифрактометричні дослідження даного сплаву в литому стані (рис. 3.8) виявили в ньому наявність 2-х фаз: матричну ГЦК γ -фазу з періодом ґратки $a = 0,3614$ нм (43 масових %) та гексагональну фазу Лавеса C14 з періодами ґратки $a = 0,4782$ нм, $c = 0,7772$ нм. При цьому методом мікроінтентування цього сплаву одержано значення модуля Юнга $E = 160$ ГПа та мікротвердості 6,5 ГПа, що знаходиться на рівні сплаву з якого виготовлено лопатку (див. розділ 3.1).

Важливим є те, що при відпалі у вакумі даного сплаву протягом одної години, в інтервалі температур до 1200°C (1473K) фазовий склад не змінюється. Це свідчить про можливість даного сплаву працювати при високих температурах, зберігаючи стабільність кристалічної структури та механічних властивостей.

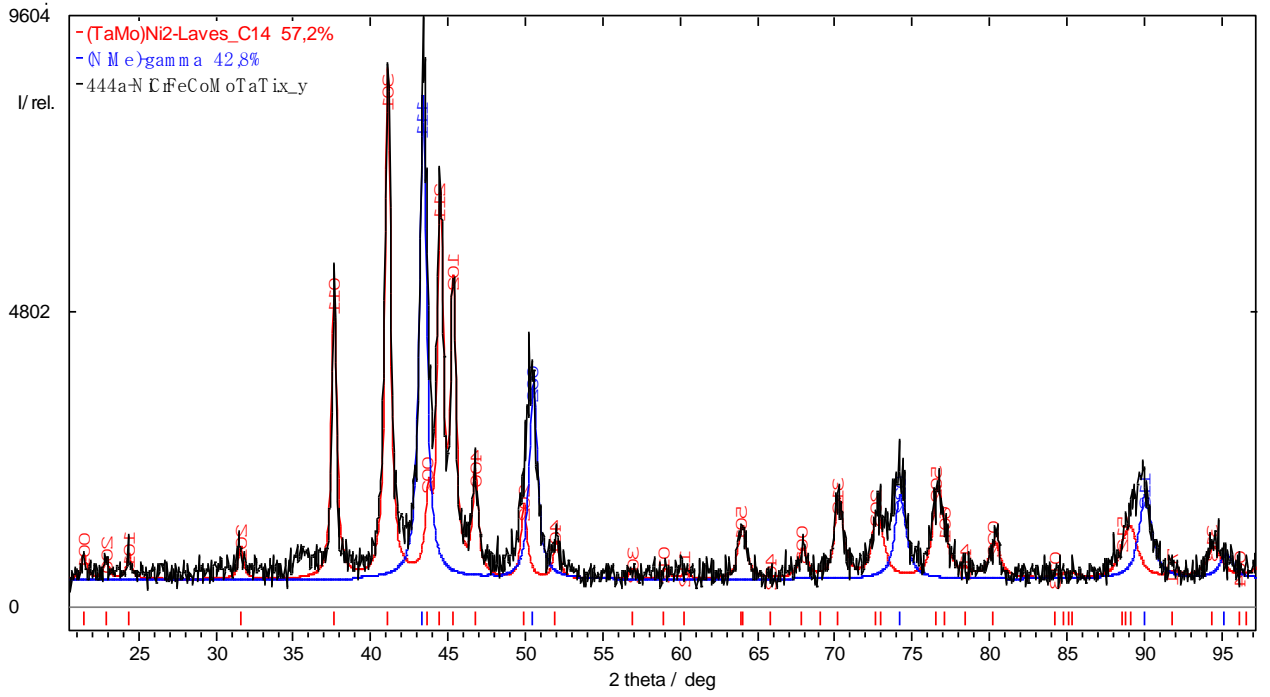


Рисунок 3.8 – Дифрактограма сплаву NiCrFeCoMoTaTi у вихідному литому стані.

4 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ

4.1 Науково-технічна актуальність НДР

Дослідження структурного стану лопатки газотурбінного двигуна(ГТД), на нашу думку є цілком раціональне. Для даного двигуна більшість лопаток виготовляється із жароміцних сплавів на основі нікелю. Як відомо з останніх досліджень, то запаси нікелю останніми роками дуже вичерпуються, а прогрес не стоїть на місці. Кожного року все більше виготовляється різноманітних турбін, двигунів тощо. В майбутньому для виготовлення газотурбінних двигунів може просто не залишитись матеріалів.

Тому було прийнято рішення дослідити всі властивості даної лопатки, щоб запропонувати рівноцінну заміну із схожим структурним складом. На місце жароміцних сплавів непогано в даному випадку підходять високоентропійні сплави(ВЕС). Високоентропійні сплави – це сплави, що складаються не менше, аніж з п'яти елементів, при цьому концентрація кожного елементу повинна знаходитися у межах від 5 до 35 % (ат). На відміну від традиційних видів сплавів, де основою є один-два основних компонента, а інші, за рахунок яких формуються специфічні властивості, мають характер домішок, у даного виду матеріалів відсутні основні та додаткові метали.

4.2 Розрахунок витрат на проведення НДР

4.2.1 Витрати на оплату праці

Вартість праці цього експерименту (табл. 4.1) – це основна зарплата учасників (без урахування бонусів та інших витрат на прибуток).

Таблиця 4.1 – Розрахунок витрат на оплату праці

Посада виконавців теми	Планова трудомісткість, люд-днів	Заробітна плата, грн		
		Посадовий місячний оклад	Середньоденна зарплата	Усього за виконавцями
1.Зав.каф., професор	10	21 690,80	1023,15	10 231,50
2. Інженер-дослідник	50	9 238	435,75	21 787,50
Разом оплата праці з теми				32 019,00

4.2.2 Єдиний соціальний внесок

Єдиний соціальний внесок (ЄСВ) – це обов’язкове відрахування на загальнодержавне соціальне страхування. З 1 січня 2016 р. ставка ЄСВ складає 22 %. Базою для нарахування ЄСВ слугують загальні витрати на оплату праці по темі (підсумок по табл.4.1).

$$\text{ЄСВ} = \text{ЗП} \cdot 0,22 ,$$

де ЗП – загальні витрати на оплату праці по темі.

Наразі ЄСВ буде становити:

$$\text{ЄСВ} = 32019,00 \cdot 0,22 = 7044,18 \text{ грн.}$$

4.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень

Для проведення досліджень в межах даної НДР використовувалися зразки лопатки газотурбінного двигуна, які уже були наявні в лабораторії кафедри металознавства та термічної обробки, ІМЗ, КПІ ім. Ігоря Сікорського. Додаткові матеріали для проведення дослідження не закупувалися.

4.2.4 Енергоносії для проведення досліджень

Всі роботи проводились безпосередньо на кафедрі металознавства та термічної обробки, ІМЗ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, тому витрати на енергоносії не передбачені.

4.2.5 Витрати на спеціальне обладнання

Проведення дослідів в межах даної НДР не потребувало придбання додаткового спеціального обладнання. Всі роботи виконувалися із застосуванням уже наявного обладнання в лабораторіях ІМЗ КПІ ім. Ігоря Сікорського.

А саме:

- Рентгенівський дифрактометр Rigaku ULTIMA IV;
- Електронний мікроскоп Selmi PEM – 106И;
- «Мікрон-гамма-09» для визначення мікротвердості та модулю

Юнга.

Все обладнання належить кафедрі металознавства та термічної обробки, тому витрати на оренду обладнання не передбачені.

4.2.6 Вартість послуг сторонніх організацій

Дана робота не потребувала оренди дослідницьких установок, адже всі вони були в наявності. Зразки виготовлялись безпосередньо в лабораторіях кафедри металознавства та термічної обробки, ІМЗ, КПІ ім. Ігоря Сікорського. Тому витрати на послуги сторонніх організацій не передбачені.

4.2.7 Витрати на службові відрядження

Всі роботи проводились безпосередньо на кафедрі металознавства та термічної обробки, ІМЗ, КПП ім. Ігоря Сікорського, тому витрати на службові відрядження не передбачені.

4.2.8 Інші прямі невраховані витрати

У цій статті поєднуються всі витрати на проведення НДР, що не увійшли до попередніх статей. При проведенні роботи інші прямі витрати приймаємо на рівні 10 % від суми врахованих витрати на виконання НДР.

$$I_B = (ЗП + ЄСВ + V_M) \cdot 0,1 ,$$

Оскільки $V_M = 0$, тому наразі I_B буде становити:

$$I_B = (32019,00 + 7044,18 + 0) \cdot 0,1 = 3906,32 \text{ грн.}$$

4.2.9 Накладні витрати

Ця стаття включає витрати, пов'язані з управлінням організацією-виконавцем теми, витрати на винахідництво і раціоналізацію; витрати на амортизацію основних засобів; витрати на науково-технічну інформацію; витрати на забезпечення нормальних умов праці і техніки безпеки; витрати на оплату послуг банків; податки, збори та інші обов'язкові платежі і витрати тощо.

Розглянемо варіант розрахунку накладних витрат пропорційно сумі прямих витрат на рівні 20 %.

$$H_B = (ЗП + ЄСВ + V_M + I_B) \cdot 0,2 ,$$

Наразі H_B буде становити:

$$H_B = (32019,00 + 7044,18 + 0 + 3906,32) \cdot 0,2 = 8593,9 \text{ грн.}$$

4.2.10 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми

Планова калькуляція вартості проведення досліджень по темі складається на підставі виконаних розрахунків та нормативних даних (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 – Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

Найменування статей витрат	Сума, грн	Обґрунтування
1	2	3
1.Витрати на оплату праці	32 019,00	Відповідно до розрахунків
2.Єдиний соціальний внесок	7 044,18	22,0 % від загальних витрат на оплату праці
3.Матеріали для проведення досліджень	–	Відповідно до розрахунків
4.Енергоносії для проведення досліджень	–	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку включаються у статтю накладні витрати)
5.Спецобладнання для наукових цілей	–	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку включаються у статтю накладні витрати)
6.Вартість послуг сторонніх організацій	–	За договором із сторонніми організаціями (у нашому випадку включаються у статтю накладні витрати)
7.Витрати на службові відрядження	–	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку не передбачено)
8.Інші невраховані прямі витрати по темі	3 906,32	10 % від суми прямих розрахованих витрат по темі
9.Накладні витрати	8 593,9	Відповідно до нормативів організації-виконавця теми (у нашому випадку 20 % від суми прямих витрат)
10.Усього витрат по темі	51 563,40	Сума попередніх статей

4.3 Науково-технічна ефективність НДР

Розрахунок очікуваного економічного ефекту НДР необхідно для визначення доцільності проведення даної роботи. Проте він може бути розрахований лише по НДР, які безпосередньо спрямовані на створення нових матеріалів, покращення параметрів якості продукції, а також створення нових конструкцій.

Для визначення річного економічного ефекту скористаємося бальною системою оцінювання економічної ефективності за наступними показниками:

- важливість розробки (K_1);
- можливість використання результатів розробки (K_2);
- теоретичне значення та рівень новизни (K_3);
- складність дослідження (K_4).

Коефіцієнт K_1 може приймати наступні значення:

- а) ініціативна робота, яка не входить до складу комплексної програми та не є завданням директивних органів – 1 бал;
- б) робота виконується за угодою про науково-технічне співробітництво – 3 бали;
- в) робота являє собою частину відомчої програми – 5 балів;
- г) робота являє собою частину комплексної міжвідомчої програми з елементами впровадження результатів – 7 балів;
- д) робота є частиною міжнародної комплексної програми – 8 балів.

Коефіцієнт K_2 може приймати такі значення:

- а) результати розробки можна використати тільки в даному підрозділі – 1 бал;
- б) результати розробки можуть бути використані тільки однією організацією – 3 бали;

в) результати розробки можуть бути використані декількома організаціями – 5 балів.

г) результатами розробки можуть користуватися в масштабах однієї галузі – 8 балів;

д) результатами розробки можуть користуватися у різних галузях – 10 балів.

Коефіцієнт K_3 може приймати такі значення:

а) робота являє собою аналіз, узагальнення або класифікацію відомої інформації, подібні результати раніше були відомі в досліджуваній галузі – 2 бали;

б) під час виконання роботи отримана нова інформація, яка доповнює уявлення про сутність досліджуваних процесів – 3 бали;

в) внаслідок виконання роботи отримана нова інформація, яка частково змінює уявлення про природу досліджуваних процесів – 5 балів;

г) внаслідок виконання НДР створені нові теорії, методики тощо – 6 балів;

д) отримана інформація формує принципово нові уявлення, які не були відомі раніше – 8 балів.

Коефіцієнт K_4 може приймати такі значення:

а) роботу виконує один підрозділ, витрати до 10 000 гривень – 1 бал;

б) роботу виконує один підрозділ, витрати від 10 000 до 50 000 гривень – 3 бали;

в) роботу виконує один підрозділ, витрати від 50 000 до 100 000 гривень – 5 балів;

г) робота виконується декількома підрозділами, витрати від 100 000 до 200 000 гривень – 7 балів;

д) робота виконується декількома організаціями, витрати понад 200 000 гривень – 9 балів.

Загальна бальна оцінка (Б) вираховується перемноженням коефіцієнтів.

$$B = K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4$$

В нашому випадку бальна оцінка ефективності згідно табл. 4.3 становить:

$$B = 3 \cdot 5 \cdot 5 \cdot 5 = 375$$

Таблиця 4.3 – Бальна оцінка ефективності НДР

Показник оцінки ефективності НДР	Умовне позначення показника	Характеристики даної роботи	Кількість балів
1. Важливість розробки	K_1	Робота виконується за угодою про науково-технічне співробітництво	3
2. Можливість використання результатів розробки	K_2	Результатати розробки можуть бути використані декількома організаціями	5
3. Теоретична значимість та рівень новизни розробки	K_3	Під час виконання роботи отримана нова інформація, яка частково змінює уявлення про природу досліджуваних процесів	5
4. Складність дослідження	K_4	Роботу виконує один підрозділ, витрати від 50 000 до 100 000 гривень	5

Умовний ефект НДР розраховується за формулою:

$$E_{\text{НДР}}^y = 500 \cdot B - E_n \cdot V_{\text{НДР}},$$

де 500 – умовна вартість одного балу;

E_n – нормативний коефіцієнт економічної ефективності (може бути в межах 0,1 – 0,3);

$V_{\text{НДР}}$ – сумарні витрати на виконання НДР (підсумок табл. 1.4);

У нашому прикладі умовний ефект виконання НДР буде становити:

$$E_{\text{НДР}} = 500 \cdot 375 - 0,25 \cdot 51563,40 = 174609,15 \text{ грн.}$$

Економічна ефективність НДР визначається коефіцієнтом умовної економічної ефективності E_e . Він є відношенням умовного ефекту виконання НДР до сумарних витрат на виконання НДР та розраховується за формулою:

$$E_e = \frac{E_{\text{НДР}}}{V_{\text{НДР}}}$$

У нашому прикладі E_e буде становити:

$$E_e = \frac{174609,15}{51563,4} = 3,386$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності науково-дослідної роботи становить 3,386 (перевищує одиницю), що свідчить про доцільність її виконання.

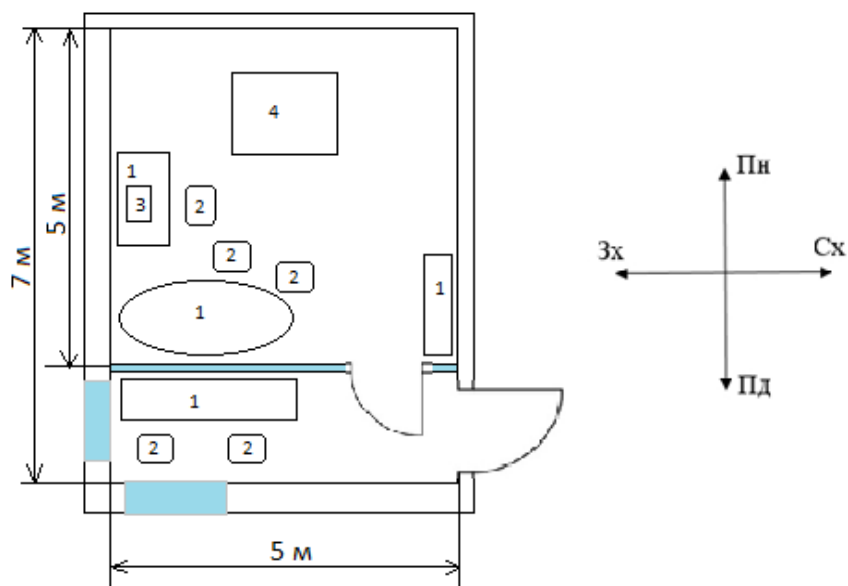
5 ОХОРОНА ПРАЦІ

Дипломна робота виконувалась на кафедрі металознавства та термічної обробки металів, ІМЗ, Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» в кабінеті № 103 корпусу № 9.

У даній роботі досліджується структурний стан лопатки газотурбінного двигуна (ГТД). Метою даного розділу є виявлення небезпечних та шкідливих факторів, що виникають при виконанні вказаного виду дослідження, а також розглянуті заходи для попередження небезпеки та забезпечення безпеки персоналу.

5.1 Аналіз параметрів робочого приміщення

Схематичне зображення приміщення, в якому проводились досліди для даної НДР, представлено на рисунку 5.1. Специфікацію технологічного обладнання та оснащення наведено в таблиці 5.1.



1 – письмовий стіл; 2 – стілець; 3 – комп'ютер;

4 – дифрактометр Rigaku ULTIMA IV

Рисунок 5.1 – Схема кімнати № 103

Таблиця 5.1 – Специфікація технологічного обладнання кімнати № 103

№ п.п.	Найменування	Розміри, см	Основні характеристики	Кількість	Позиція на рисунку
1	Дифрактометр Rigaku ULTIMA IV	140x120x160	Живлення через трансформатор від кола змінного струму 127/220 в.	1	4

Розміри даного приміщення становлять 5 м × 7 м × 2,7 м, також присутня перегородка, тому розміри робочої кімнати становлять 5 м × 5 м × 2,7 м. В кімнаті № 103 зазвичай працює одна людина. В таблиці 5.2 описано параметри даного приміщення, які характеризують фактор небезпеки в порівнянні з нормативними значеннями, відповідно до ДСанПіН 3.3.2-007-98.

Таблиця 5.2 – Реальні та нормативні характеристики приміщення

№	Параметр приміщення	Реальне значення	Нормативне значення [23]
1	Площа на 1 працюючого	25 м ²	Не менше 6 м ²
2	Об'єм на 1 працюючого	67,5 м ³	Не менше 20 м ³
3	Мінімальна ширина проходу	1 м	Не менше 1 м
4	Двері	1500 мм	1490 мм
5	Вікна	1,8 м × 2 м	1,2 м × 2 м

5.2 Аналіз мікроклімату приміщення

Мікроклімат приміщення є одним із важливих факторів впливу на стан та працездатність працівників. Тому такі параметри як температура, вологість і швидкість руху повітря повинні відповідати нормам відповідно до категорії виконуваних робіт.

Згідно ДСН 3.3.6.042-99 виконання дослідів в межах даної НДР належить до категорії важкості робіт І б (роботи, що виконуються сидячи, стоячи або пов'язані з ходінням та супроводжуються деяким фізичним напруженням) [24].

У таблиці 5.3 наведено фактичні та нормативні параметри мікроклімату в кімнаті № 103 в холодний та теплий період року.

Таблиця 5.3 – Нормативні та фактичні параметри мікроклімату приміщення

Період року	Температура повітря, °С	Вологість повітря, %	Швидкість руху повітря, м/с
	Нормативні значення		
Холодний	Не більше 21-23	40-60	0,1
Теплий	Не більше 22-24	40-60	0,2
	Фактичні значення		
Холодний	22	60	0,1
Теплий	23	55	0,1

Бачимо, що параметри мікроклімату в даному приміщенні відповідають нормам, оскільки встановлений кондиціонер для обігріву повітря для забезпечення умов роботи в холодну пору, а також охолодження в літню пору року. Це зроблено для того, щоб забезпечити чітку роботу приладу.

5.3 Аналіз небезпечних та шкідливих факторів

Небезпечні та шкідливі виробничі фактори за природою дії поділяються на 4 групи: фізичні, хімічні, біологічні та психофізіологічні.

В таблиці 5.4 наведено шкідливі та небезпечні фізичні фактори, що можуть виникнути при роботі з установкою для високочастотної ударної обробки, та вказано інтенсивність їх небезпеки.

Таблиця 5.4 – Небезпечні та шкідливі виробничі фактори при роботі з дифрактометром Rigaku ULTIMA IV

Класифікація факторів	Шкідливі виробничі фактори			Небезпечні виробничі фактори	
	Шкідливі речовини	Шум	Ультразвук	Електричний струм	Механізми і вироби, що рухаються
Інтенсивність небезпеки	xx	xx	Xx	X	X

Примітка. xx – інтенсивний фактор; x – помірний фактор

До хімічних небезпечних та шкідливих факторів при виконанні даної роботи варто віднести наявність газу (із дифрактометра виходять випари різноманітних елементів, н-д, азоту). Саме тому в кімнаті зроблені дві витяжки на висоті 0,6-0,7 м, для витяжки важких елементів, що осідають на низ, а також у верху, для витяжки легких газів (рис. 5.2).



Рисунок 5.2 – Фото розміщення витяжок

Біологічні та психофізіологічні фактори відсутні.

5.3.1 Шум та ультразвук

Шум – це хаотичне сполучення звуків різної частоти та інтенсивності, які за частотним діапазоном знаходяться в межах чутливості органів слуху людини [25].

Вплив шуму на стан людини залежить від його частоти, інтенсивності, часу впливу тощо. Довготривалий вплив шуму може призвести до зниження пам'яті, запаморочення, підвищення стомлюваності, роздратування тощо. **Ультразвук може викликати функціональні порушення нервової системи, головний біль, зміни тиску, складу і властивостей крові, зумовлює втрату слухової чутливості, підвищену втомлюваність [25].**

Рівень шуму та ультразвуку на робочому місці регулюється санітарними нормами ДСН 3.3.6.037-99.

До засобів індивідуального захисту від шуму та ультразвуку належать протишумові навушники, костюми, шоломи, екрани тощо.

У даній роботі використовувався дифрактометр Rigaku ULTIMA IV. Даний пристрій не виділяє шуму, оскільки система зроблена так, що його не чути при роботі, за рахунок товстих стінок основи. Саме тому рівень шуму та ультразвуку при виконанні роботи залишався в межах норми.

5.3.2 Вібрація

Вібрацією називають будь-які механічні коливання пружних тіл або коливальні рухи механічних систем, які проявляються в їх переміщенні в просторі або в зміні їх форми [25].

Вібрація негативно впливає на психомоторну працездатність, емоційну сферу і розумову діяльність людини, а також може спричинити появу вібраційної хвороби [25].

Вібрація також може впливати на зносостійкість обладнання та матеріалів, які піддаються її впливу, і таким чином спричинити їх руйнування.

Заходи щодо попередження впливу вібрації на організм людини поділяють на технічні, організаційні та лікувально-профілактичні. Загалом, вони передбачають регулювання рівня вібрації за допомогою модифікації та налаштувань приладу-джерела вібрації, використання захисного одягу і взуття та проведення профілактично-лікувальних процедур.

5.3.3 Електробезпека

Електробезпека являє собою систему організаційних та запобіжних заходів, направлених на попередження отримання електротравм при роботі з електричними приладами та установками.

Тяжкість ураження електричним струмом залежить від багатьох факторів, серед яких виділяють три групи: фактори електричного характеру, фактори неелектричного характеру та фактори виробничого середовища [25]. До першої групи відносять параметри струму (силу струму, напругу, вид, частоту) та людини; до другої належать тривалість дії струму та стан організму людини; до третьої групи відносять мікрокліматичні параметри приміщення.

У приміщенні № 103 знаходиться два електричних прилади – комп'ютер та дифрактометр Rigaku ULTIMA IV. Дані прилади живляться напругою 220 В та змінним струмом з частотою 50 Гц.

Дане приміщення можна описати як сухе, з температурою 18°C-25°C та з підлогою, що не проводить струм, тому кімната № 103 можна віднести до класу приміщень без підвищеної небезпеки.

5.3.4 Пожежна безпека

Відповідно до НАПБ Б.03.002-2007 приміщення поділяють на п'ять категорій: А (вибухопожежонебезпечна), Б (вибухопожежонебезпечна), В (пожежонебезпечна), Г (де наявні негорючі речовини та матеріали в гарячому, розжареному або розплавленому стані, процес обробки яких супроводжується виділенням променистого тепла, іскор, полум'я; горючі гази, спалимі рідини, тверді речовини, які спалюються або утилізуються як паливо) та категорія Д (не горючі речовини та матеріали в холодному стані) [25].

Відповідно до даної класифікації, кімната № 103 належить до категорії Д: в ньому знаходяться горючі та негорючі матеріали і речовини в холодному стані.

Пожежну небезпеку в даному приміщенні становлять електричні прилади (комп'ютер та дифрактометр) через можливість короткого замикання.

Для вчасного виявлення пожежі в кімнаті встановлені автоматичні датчики типу ДТП. В якості засобів пожежогасіння, в приміщенні наявні вогнегасники ОУБ-2. В разі необхідності, евакуація відбувається за планом евакуації.

Відповідно до проведеного аналізу, умови кімнати № 103, в якій проводились досліди для даної роботи, відповідає нормам мікроклімату, освітлення, електробезпеки та пожежної безпеки.

ВИСНОВКИ

- 1) Показано, що на поверхні лопатки нанесено покриття з тетрагональною модифікацією із діоксиду цирконію(ZrO_2), легованого ітрієм(I_2O_3).
- 2) Встановлено, що приповерхневий шар лопатки містить тетрагональну σ -фазу CrCo та впорядковану по типу B2 структуру AlNi.
- 3) У матриці лопатки сформовано кубічні ГЦК γ - та γ' - фази на основі нікелю з включеннями інтерметалідів на основі Ta, Nb, Mo.
- 4) Запропонований в якості жаростійкого високоентропійний сплав NiCrCoFeTiTaMo механічні характеристики якого близькі до значень отриманих при дослідженні лопатки ГТД.

CONCLUSIONS

- 1) It is shown that the surface of the blade is coated with a tetragonal modification of zirconium dioxide (ZrO_2) doped with yttrium (Y_2O_3).
- 2) It is established that the near-surface layer of the blade contains a tetragonal σ -phase of CrCo and an AlNi structure ordered by type B2.
- 3) In the matrix of the blade formed cubic FCC γ - and γ' -phases based on Nickel with the inclusion of intermetallics based on Ta, Nb, Mo.
- 4) Proposed as a superalloy, high-entropy alloy NiCrCoFeTiTaMo whose mechanical characteristics are close to the values obtained in the study of the blade of the gas turbine engine.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

- 1) Інтернет ресурс https://uk.wikipedia.org/wiki/Жароміцні_сплави
- 2) High-Temperature Alloys // Aviation History. 1947, Oct. 30
- 3) Giamei A. F., Pearson D. D., Anton D. L. Materials Research Society Symposium Proc. 1985, v. 39, pp. 293–307
- 4) ГОСТ 5632-72 Стали высоколегированные и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки.
- 5) Суперсплавы II / Под ред. Симса, Столоффа, Хагеля. Перевод на русский язык. М., Metallurgia, 1995, т 1, стр. 29
- 6) Michael C. Gao, Jien-Wei Yeh, Peter K. Liaw, Yong Zhang. High-Entropy Alloys. Fundamentals and Applications. 2016, pp. 5
- 7) ASM International (1990) Metals handbook, vols 1 and 2, 10th edn. ASM International, Materials Park, OH
- 8) Westbrook JH, Fleischer RL (2000) Intermetallic compounds-structural applications of intermetallic compounds. Wiley, West Sussex
- 9) Westbrook JH, Fleischer RL (2000) Intermetallic compounds-magnetic, electrical and optical properties and applications of intermetallic compounds. Wiley, West Sussex
- 10) Suryanarayana C, Inoue A (2010) Bulk metallic glasses, 1st edn. CRC Press, West Palm Beach
- 11) Cantor B (2014) Multicomponent and high entropy alloys. Entropy 16:4749–4768
- 12) Cantor B, Chang ITH, Knight P, Vincent AJB (2004) Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. Mater Sci Eng A 375–377:213–218
- 13) Huang KH, Yeh JW (advisor) (1996) A study on the multicomponent alloy systems containing equal-mole elements. Master's thesis, National Tsing Hua University, Taiwan

- 14) М. В. Карпець, О. М. Мисливченко, М. О. Крапівка, В. Ф. Горбань, О. С. Макаренко, В. А. Назаренко Вплив пластичної деформації на фазовий склад, текстуру і механічні властивості високоентропійного сплаву CrMnFeCoNi₂Cu. /Сверхтвердые материалы, 2015, № 1.
- 15) Tabor D (1951) The hardness of metals. Oxford University Press, New York
- 16) Yeh JW, Chen SK, Lin SJ, Gan JY, Chin TS, Shun TT, Tsau CH, Chang SY (2004) Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Adv Eng Mater* 6(5):299–303. doi:10.1002/adem.200300567
- 17) Tong C-J, Chen M-R, Yeh J-W, Lin S-J, Chen S-K, Shun T-T, Chang S-Y (2005) Mechanical performance of the Al_xCoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multiprincipal elements. *Metall Mater Trans A* 36(5):1263–1271. doi:10.1007/s11661-005-0218-9
- 18) Li C, Li JC, Zhao M, Zhang L, Jiang Q (2008) Microstructure and properties of AlTiNiMnB_x high entropy alloys. *Mater Sci Technol* 24(3):376–378. doi:10.1179/174328408x275964
- 19) Kao Y-F, Chen T-J, Chen S-K, Yeh J-W (2009) Microstructure and mechanical property of as-cast, homogenized, and -deformed Al_xCoCrFeNi (0 x 2) high-entropy alloys. *J Alloys Compd* 488(1):57–64. doi:10.1016/j.jallcom.2009.08.090
- 20) B.S. Murty, J.W. Yeh, S. Ranganathan, P.P. Bhattacharjee. High-Entropy Alloys. Second Edition. 2019, pp. 195-246
- 21) Игнатович С. Р., Закиев И. М. Универсальный микро/нано-индентометр “Микронгамма” // Заводская лаборатория. – 2011. – 77, № 1. – С. 61–67.
- 22) Игнатович С.Р. Оценка поврежденности поверхностного слоя материалов при циклических нагружениях методами наноиндентирования и наноспектрии / С.Р. Игатович, И.М. Закиев, Д.И. Борисов //Проблемы прочности.- 2006. N4.- С.132-139.

23) Державні санітарні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин ДСанПН 3.3.2.007-98: чинний від 10.12.1998. № 7

24) Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень ДСН 3.3.6.042-99: чинний від 1.12.1999. № 42

25) Левченко О. Г. Охорона праці та цивільний захист: навчальний посібник для студентів спеціальностей 132 «Матеріалознавство» та 136 «Металургія» / О. Г. Левченко; КПІ ім. Ігоря Сікорського. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – 337 с.