

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

**Навчально-науковий інститут матеріалознавства
та зварювання ім. Є.О. Патона**

Кафедра фізичного матеріалознавства та термічної обробки

До захисту допущено:

Завідувач кафедри

_____ Мирослав КАРПЕЦЬ

«___» _____ 2026 р.

Дипломна робота

**на здобуття ступеня бакалавра за освітньо-професійною програмою
«Інжиніринг та комп'ютерне моделювання в матеріалознавстві»
спеціальності 132 «Матеріалознавство»
на тему: «Жаростійкість високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi,
легованих Ti, Mn, Nb, Cu, Mo»**

Виконав:

Здобувач ВО IV курсу, групи ФМ-21

Черніков О.О. _____

Керівник:

Зав.каф., д.ф.-м.н., проф. Карпець М.В. _____

Консультант з розділу охорони праці:

зав. каф., д.т.н., проф. Левченко О. Г. _____

Консультант з економічно-організаційного розділу

доц., к.е.н. Нараєвський С. В. _____

Консультант з питань нормоконтролю:

ст. в. Шаповалова Н.А. _____

Рецензент: д.ф.-м.н., проф. Зауличний Я.В. _____

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

Здобувач ВО _____

Київ – 2026 року

**Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Навчально-науковий інститут матеріалознавства
та зварювання ім. Є.О. Патона
Кафедра фізичного матеріалознавства та термічної обробки**

Рівень вищої освіти – перший (бакалаврський)

Спеціальність – 132 «Матеріалознавство»

Освітньо-професійна програма «Інжиніринг та комп'ютерне моделювання в матеріалознавстві»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ Мирослав КАРПЕЦЬ

«__» _____ 2026 р.

ЗАВДАННЯ

на дипломну роботу студенту

Чернікова Олександра Олександровича

1. Тема роботи: «Жаростійкість високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi, легованих Ti, Mn, Nb, Cu, Mo», керівник роботи Карпець Мирослав Васильович, професор, д.ф.-м.н, затверджені наказом по університету від «26» 05 2026 р. № 33/26-сі
2. Термін подання студентом роботи _____
3. Вихідні дані до індивідуального завдання: В якості вихідних матеріалів використовували метали високої чистоти не нижче 99,8 %
4. Зміст роботи: (перелік питань, які підлягають розробленню під час практики): Вивчення мікроструктури, фазового складу високоентропійних сплавів на основі CrFeCoNi у литому стані. Дослідження кінетики окиснення та особливості формування оксидних шарів при температурі 900 °C протягом 10 годин
5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслеників): 8 дифрактограм, 18 мікроструктур

6. Консультанти розділів роботи *

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Організаційно економічна частина	Нараєвський С.В. доцент		
Охорона праці	Левченко О.Г. зав. каф., професор		
Нормоконтроль	Шаповалова Н.А. ст. в.		

7. Дата видавання індивідуального завдання: 20.04.2026

Календарний план

№ з/п	Назва етапів дипломної роботи	Термін виконання етапів роботи	Примітка
1	Постановка завдання	20.04.2026-26.04.2026	Виконав
2	Написання літературного огляду		Виконав
3	Одержання зразків у литому стані та дослідження мікроструктури	27.04.2026-03.05.2026	Виконав
4	Проведення окиснення при 900 °С (10 год)		Виконав
5	Дослідження морфології поверхні оксидних шарів	04.05.2026-10.05.2026	Виконав
6	Проведення рентгенологічного аналізу		Виконав
7	Аналіз результатів дослідження	11.05.2026-17.05.2026	Виконав
8	Попередній захист	03.06.2026	Виконав
9	Захист на засіданні ЕК	16.06.2026	

Здобувач ВО

Олександр ЧЕРНІКОВ

Керівник

Мирослав КАРПЕЦЬ

РЕФЕРАТ

Дипломна робота: 84 сторінки, 18 рисунків, 12 таблиць, 34 літературних джерел

ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ СПЛАВИ; ЖАРОСТІЙКІСТЬ;
ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНЕ ОКИСНЕННЯ; МІКРОСТРУКТУРА;
РЕНТГЕНОСТРУКТУРНИЙ АНАЛІЗ; ФАЗОВИЙ СКЛАД; VEC; σ -ФАЗА; μ -ФАЗА; ФАЗА ЛАВЕСА.

Об'єкт дослідження: високоентропійні сплави системи CrFeCoNi, леговані Ti, Mn, Nb, Cu, Mo, V.

Мета роботи: дослідження мікроструктури, фазового складу та жаростійкості високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi після високотемпературного окиснення при 900 °C.

Методи дослідження: Для отримання сплавів використовували метод аргонно-дугової плавки в захисному середовищі аргону. Дослідження мікроструктури проводили за допомогою електронного мікроаналізатора JEOL Superprobe JXA-733. Фазовий склад сплавів та оксидних шарів визначали методом рентгеноструктурного аналізу. Жаростійкість оцінювали за кінетикою окиснення при температурі 900 °C протягом 10 годин.

Результати дослідження та їх новизна: Встановлено, що фазовий склад досліджених високоентропійних сплавів суттєво залежить від значення концентрації валентних електронів (VEC) та хімічного складу. Для сплавів CrFeCoNiTi_{0,3} та CrFeCoNiMn характерним є формування однофазної ГЦК структури, тоді як введення Mo, V та Nb сприяє утворенню багатофазних структур із σ -, μ -фазами та фазою Лавеса типу C14. Показано, що найвищу жаростійкість має сплав CrFeCoNiTi_{0,3} завдяки формуванню щільної окалини з високою адгезією. Встановлено, що сплав CrFeCoNiMnMo характеризується підвищеною стійкістю до окиснення за рахунок формування складної

багатошарової окалини, до складу якої входять Mn_3O_4 , $MnMoO_4$, $(Fe,Cr)_3O_4$ та Cr_2O_3 .

Сфера застосування: Отримані результати можуть бути використані при розробці жаростійких високоентропійних сплавів для роботи в умовах високотемпературного окиснення. Досліджені матеріали є перспективними для використання в енергетичній, авіаційній, машинобудівній та аерокосмічній галузях.

ABSTRACT

Diploma thesis: 84 pages, 18 figures, 12 tables, 34 references

HIGH-ENTROPY ALLOYS; OXIDATION RESISTANCE; HIGH-TEMPERATURE OXIDATION; MICROSTRUCTURE; X-RAY DIFFRACTION ANALYSIS; PHASE COMPOSITION; VEC; σ -PHASE; μ -PHASE; LAVES PHASE.

Object of research: high-entropy alloys of the CrFeCoNi system alloyed with Ti, Mn, Nb, Cu, Mo, V.

Purpose of the work: investigation of the microstructure, phase composition, and oxidation resistance of CrFeCoNi-based high-entropy alloys after high-temperature oxidation at 900 °C.

Research methods: Experimental alloys were produced by argon arc melting in a protective argon atmosphere. Microstructure investigations were carried out using a JEOL Superprobe JXA-733 electron microanalyzer. The phase composition of the alloys and oxide layers was determined by X-ray diffraction analysis. Oxidation resistance was evaluated based on oxidation kinetics at 900 °C for 10 hours.

Research results and novelty: It was established that the phase composition of the investigated high-entropy alloys strongly depends on the valence electron concentration (VEC) and chemical composition. The CrFeCoNiTi_{0,3} and CrFeCoNiMn alloys were characterized by the formation of a single-phase FCC structure, whereas alloying with Mo, V, and Nb promoted the formation of multiphase structures containing σ -phase, μ -phase, and C14 Laves phase. The CrFeCoNiTi_{0,3} alloy demonstrated the highest oxidation resistance due to the formation of a dense oxide scale with high adhesion. It was also established that the CrFeCoNiMnMo alloy exhibited improved oxidation resistance because of the

formation of a complex multilayer oxide scale containing Mn_3O_4 , MnMoO_4 , $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ and Cr_2O_3 .

Field of application: The obtained results can be used in the development of oxidation-resistant high-entropy alloys intended for operation under high-temperature oxidation conditions. The investigated materials are promising for applications in power engineering, aerospace, aviation, and mechanical engineering industries.

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....	10
ВСТУП	11
1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД	12
1.1 Основні характеристики ВЕС	12
1.2 Основні фактори, які визначають фазовий склад високоентропійних сплавів	16
1.3 Високоентропійні сплави на основі системи CrFeCoNi	19
1.4 Жаростійкість та особливості окиснення високоентропійних сплавів ..	23
1.5 Методи виготовлення ВЕС	25
1.6 Висновки до розділу 1	26
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ	27
2.1 Отримання сплавів методом аргонно-дугової плавки	27
2.2 Методи дослідження мікроструктури та фазового складу сплавів	28
2.3 Високотемпературне окиснення та дослідження жаростійкості	30
2.4 Висновки до розділу 2	31
3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ	32
3.1 Одержання сплавів та визначення валентної електронної концентрації (VEC)	32
3.2 Рентгеноструктурний аналіз сплавів у литому стані	33
3.3 Дослідження мікроструктури сплавів у литому стані.....	38
3.4 Стійкість до окиснення.....	40
3.5 Рентгеноструктурний аналіз сплавів після окиснення.....	45
3.6 Висновки до розділу 3	46
4 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА.....	48
4.1 Науково-технічна актуальність теми досліджень.....	48
4.2 Розрахунок витрат на проведення НДР	49
4.2.1 Витрати на оплату праці	49
4.2.2 Єдиний соціальний внесок.....	51
4.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень	52
4.2.4 Енергоносії для проведення досліджень	52
4.2.5 Витрати на спеціальне обладнання	52

4.2.6 Вартість послуг сторонніх організацій	52
4.2.7 Витрати на службові відрядження	53
4.2.8 Інші прямі невраховані витрати	53
4.2.9 Накладні витрати	53
4.2.10 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми	54
4.3 Науково-технічна ефективність НДР	55
4.4 Висновки до розділу 4	59
5 ОХОРОНА ПРАЦІ	61
5.1 Правові та організаційні основи охорони праці на підприємстві	61
5.2 Аналіз параметрів приміщення	62
5.3 Аналіз мікроклімату в робочій зоні приміщення	64
5.4 Аналіз освітленості приміщення	65
5.5 Аналіз впливу інфрачервоного випромінювання та високих температур	66
5.6 Аналіз забрудненості повітря	67
5.6.1 Аналіз забрудненості повітря робочої зони	68
5.7 Аналіз шуму та вібрації	70
5.8 Електробезпека	71
5.9 Пожежна безпека	72
5.10 Висновки до розділу	74
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	75
CONCLUSIONS	77
СПИСОК ДЖЕРЕЛ	79

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ВЕС – високоентропійні сплави;

VEC – концентрація валентних електронів;

FCC (ГЦК) – гранецентрована кубічна кристалічна ґратка;

BCC (ОЦК) – об’ємноцентрована кубічна кристалічна ґратка;

σ -фаза – сигма-фаза;

μ -фаза – мю-фаза;

C14 – фаза Лавеса типу C14;

мас. % – масова частка у відсотках;

ел/ат – електрон на атом

ВСТУП

Високоентропійні сплави (ВЕС) є перспективним класом багатокомпонентних матеріалів, які останніми роками привертають значну увагу дослідників завдяки поєднанню високих механічних властивостей, жаростійкості, корозійної стійкості та структурної стабільності при підвищених температурах. На відміну від традиційних сплавів, основу яких становить один або два головні елементи, ВЕС формуються з декількох основних компонентів у близьких концентраціях, що сприяє утворенню твердих розчинів із високою ентропією змішування.

Особливий інтерес серед високоентропійних матеріалів викликають сплави системи CrFeCoNi та сплав Кантора CrFeCoNiMn, які характеризуються стабільною ГЦК структурою, високою пластичністю та добрими експлуатаційними характеристиками. Разом з тим введення додаткових легувальних елементів, таких як Ti, V, Mo, Nb та інших, дозволяє суттєво змінювати фазовий склад, мікроструктуру та властивості сплавів, зокрема їх жаростійкість і стійкість до високотемпературного окиснення.

Метою даної роботи є дослідження мікроструктури, фазового складу та жаростійкості високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi, легованих Ti, V, Mo, Mn, MnMo та CuNb, після високотемпературного окиснення при температурі 900 °C.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

Високоентропійні сплави (ВЕС) є відносно новим класом металевих матеріалів, концепція яких була запропонована на початку XXI століття у роботах J.W. Yeh [1]. На відміну від традиційних сплавів, основу яких становить один головний елемент з незначним вмістом легуючих компонентів, високоентропійні сплави формуються з п'яти і більше основних елементів, що знаходяться у близьких або еквіатомних концентраціях. Як правило, вміст кожного компонента у таких сплавах становить від 5% до 35%, що забезпечує формування багатокомпонентної системи зі значною конфігураційною ентропією змішування.

1.1 Основні характеристики ВЕС

Основною особливістю високоентропійних сплавів є здатність до утворення простих твердих розчинів на основі гранецентрованої кубічної (ГЦК) або об'ємноцентрованої кубічної (ОЦК) кристалічних ґраток замість великої кількості крихких інтерметалідних фаз, характерних для традиційних багатокомпонентних систем. Висока ентропія змішування сприяє стабілізації структури сплаву, що позитивно впливає на його механічні та експлуатаційні характеристики [2].

Формування структури та властивостей ВЕС пояснюється дією кількох основних ефектів, характерних для даного класу матеріалів. До них відносять ефект високої ентропії, ефект спотворення кристалічної ґратки, ефект уповільненої дифузії та так званий «cocktail-effect» [3]. У роботі [4] розглянуто основні фактори, що визначають фазоутворення у високоентропійних сплавах. Автори зазначають, що для багатокомпонентних систем із великою кількістю основних елементів термодинамічно вигідним є формування твердих розчинів. Це пояснюється значним внеском ентропії змішування, яка сприяє зниженню вільної енергії системи.

Для твердого розчину, утвореного з NNN компонентів, повна енергія Гіббса визначається як сума енергії чистих компонентів та енергії їх змішування:

$$G = \Delta G^0 + \Delta G^{zm} \quad (1.1)$$

де ΔG^0 – загальна енергія Гіббса чистих N елементів;

ΔG^{zm} – енергія Гіббса змішування компонентів сплаву.

Стабільність певної фази визначається мінімальним значенням її енергії Гіббса порівняно з іншими можливими фазами системи [4]. При цьому енергія змішування має суттєвий вплив на характер фазових рівноваг та процеси структуроутворення у сплаві. Енергія Гіббса змішування описується співвідношенням:

$$\Delta G^{zm} = \Delta H^{zm} - T\Delta S^{zm} \quad (1.2)$$

де T – температура;

ΔS^{zm} – ентропія змішування компонентів;

ΔH^{zm} – ентальпія змішування компонентів.

Автори [4] зазначають, що зі збільшенням кількості компонентів у сплаві внесок ентропії змішування зростає, що особливо помітно при високих температурах. У результаті цього відбувається зниження вільної енергії системи та підвищення стабільності твердорозчинного стану. Відповідно до другого закону термодинаміки система прагне до стану з мінімальною вільною енергією, що сприяє формуванню рівноважної структури.

Аналіз авторами [4] рівняння (1.2) показує, що величина енергії Гіббса змішування залежить від співвідношення ентропійного та ентальпійного внесків. При великих позитивних значеннях ентропії змішування внесок

складової $T\Delta S^{\text{зм}}$ призводить до зменшення повної енергії Гіббса та стабілізації твердого розчину.

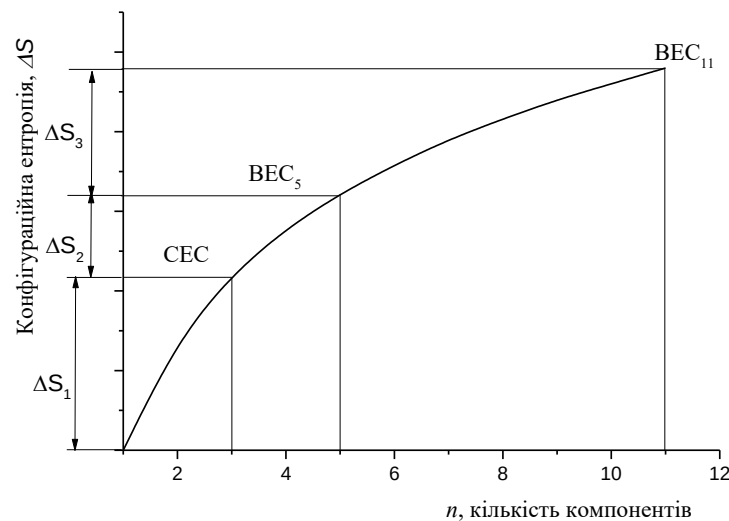
Ентропія змішування для багатокомпонентних систем може бути визначена за співвідношенням:

$$\Delta S^{\text{зм}} = -R \sum_{i=1}^N x_i \ln x_i \quad (1.3)$$

де x_i – мольна доля компоненту розплаву;

R – універсальна газова стала.

Для п'ятикомпонентних еквіатомних сплавів значення ентропії змішування є суттєво вищими ($\Delta S^{\text{зм}} = 13,4$ Дж/моль) порівняно з традиційними багатокомпонентними матеріалами. Саме високі значення ентропії змішування забезпечують стабілізацію однофазних твердих розчинів та стали основою для появи терміну «високоентропійні сплави» [4] (рис.1.1).



ΔS_1 – різниця в ентропії між BEC та чистим металом;

ΔS_2 – градієнт ентропії між BEC та CEC (середньоентропійним сплавом);

ΔS_3 – відмінність у ентропії між BECами з різною кількістю компонентів

Рисунок 1.1 – Залежність зміни значення ентропії від кількості компонентів у сплаві [4]

Ефект високої ентропії забезпечує стабілізацію твердих розчинів, тоді як значна різниця атомних радіусів компонентів призводить до локального спотворення кристалічної ґратки (рис.1.2), що сприяє зміцненню матеріалу.

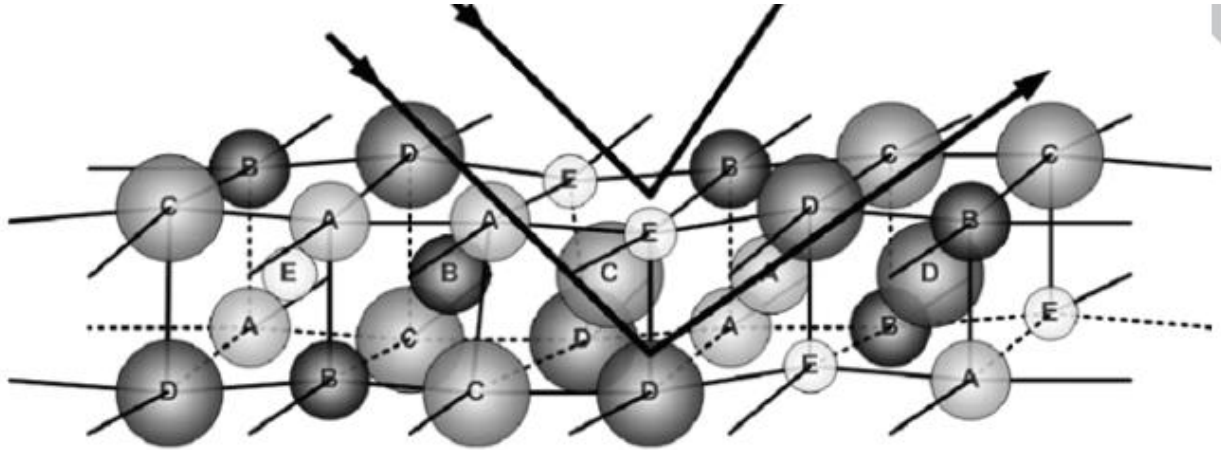


Рисунок 1.2 – Вигляд кристалічної ґратки ВЕС [5]

Уповільнена дифузія атомів у багатокомпонентних системах забезпечує високу термічну стабільність структури, а «cocktail-effect» проявляється у формуванні комплексу властивостей, які неможливо отримати у традиційних сплавах.

Залежно від хімічного складу та умов кристалізації високоентропійні сплави можуть утворювати тверді розчини з гранецентрованою кубічною (ГЦК), об'ємноцентрованою кубічною (ОЦК) або змішаною кристалічною структурою. У ряді випадків можливе також формування інтерметалідних фаз, зокрема σ -, μ -фаз або фаз Лавеса, які суттєво впливають на механічні властивості та жаростійкість сплавів [6].

На сьогоднішній день значна увага приділяється дослідженню високоентропійних сплавів на основі системи CrFeCoNi, зокрема сплаву Кантора CrMnFeCoNi [7], які характеризуються високою пластичністю, стабільністю структури та широкими можливостями легування. Введення додаткових елементів, таких як Ti, Mo, V, Nb або Cu, дозволяє цілеспрямовано

змінювати фазовий склад та експлуатаційні характеристики сплавів, зокрема їх жаростійкість та міцність при високих температурах.

1.2 Основні фактори, які визначають фазовий склад високоентропійних сплавів

Фазовий склад високоентропійних сплавів формується під впливом комплексу термодинамічних та кристалохімічних факторів. На відміну від традиційних багатокомпонентних систем, у ВЕС завдяки високій ентропії змішування можливе утворення простих твердих розчинів із гранецентрованою кубічною (ГЦК) або об'ємноцентрованою кубічною (ОЦК) структурою навіть за наявності великої кількості компонентів.

Одним із найбільш поширених критеріїв прогнозування структури високоентропійних сплавів є параметр концентрації валентних електронів (VEC) [8]:

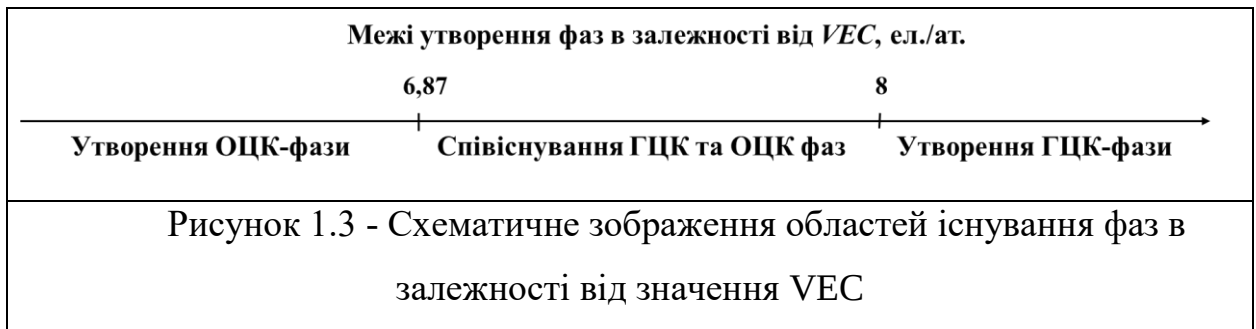
$$VEC = \sum_{i=1}^n x_i \cdot VEC_i, \quad (1.4)$$

де x_i - атомна частка i -го елементу в сплаві;

VEC_i - концентрація валентних електронів i -го елементу на атом;

n - кількість елементів у сплаві.

Встановлено, що при значеннях $VEC \geq 8$ переважно формується ГЦК-структура, для $VEC \leq 6,87$ характерною є ОЦК-структура, тоді як у проміжному діапазоні можливе формування двофазного стану (рис 1.3). Використання даного параметра дозволяє прогнозувати фазовий склад багатокомпонентних систем та оцінювати можливі зміни структури при введенні легувальних елементів.



Важливим фактором структуроутворення у високоентропійних сплавах є різниця атомних радіусів компонентів(δ) [8]:

$$\delta = \sqrt{\sum_{i=1}^n x_i (1 - r_i/\bar{r})^2}, \quad (1.5)$$

де x_i – вміст i -го компоненту;

r_i – атомний радіус i -го компоненту;

$\bar{r}$ – середній атомний радіус.

Зі збільшенням різниці атомних розмірів посилюється спотворення кристалічної ґратки, що сприяє зміцненню твердого розчину та підвищенню механічної міцності матеріалу. Водночас надмірне значення параметра δ може призводити до зниження стабільності однофазного стану та утворення інтерметалідних фаз.

Крім параметра δ , важливу роль у формуванні структури ВЕС відіграє ентальпія змішування (ΔH_{mix}) [8].

$$\Delta H_{mix} = \sum_{i=1; j \neq 1} 4\Delta H_{ij}^{mix} x_i x_j, \quad (1.6)$$

де ΔH_{ij}^{mix} – ентальпія змішування двокомпонентного еквіатомного сплаву;

x_i, x_j – мольні долі компонентів в відповідному бінарному сплаві.

При помірних значеннях ентальпії змішування переважно формуються тверді розчини, тоді як значні від’ємні значення ΔH_{mix} можуть сприяти утворенню складних інтерметалідних сполук. Поєднання параметрів VEC , δ та

ΔH_{mix} дозволяє оцінити ймовірність формування певного типу структури та прогнозувати властивості високоентропійних сплавів [9] (рис 1.4).

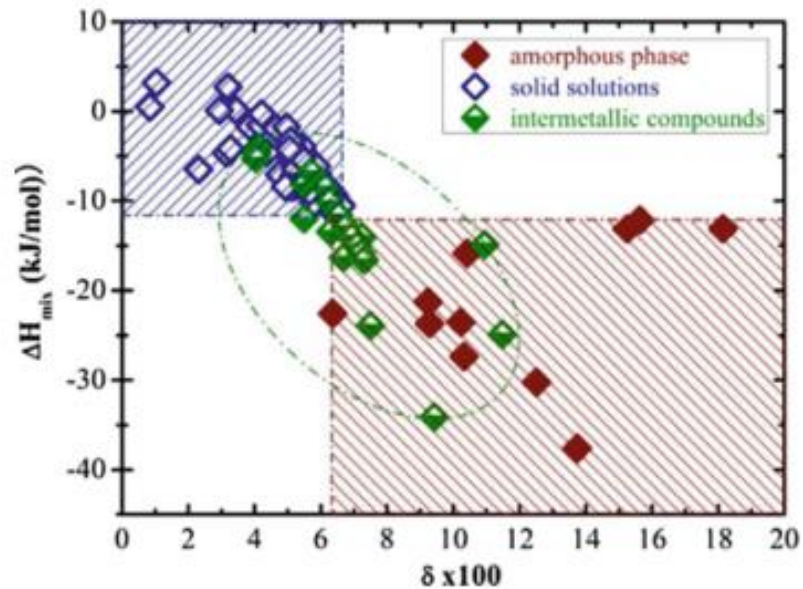


Рисунок 1.4 - Зв'язок між різницею атомних радіусів (δ) та ентальпією змішування (H_{mix}) литого багатокомпонентного сплаву [9]

У багатьох високоентропійних сплавах поряд із твердими розчинами можуть формуватися інтерметалідні фази, зокрема σ -фази, μ -фази та фази Лавеса. Дані фази характеризуються високою твердістю та можуть позитивно впливати на жаростійкість матеріалу, однак їх надлишкове утворення часто супроводжується зниженням пластичності та підвищенням крихкості сплаву.

Суттєвий вплив на фазовий склад ВЕС має введення легувальних елементів. Так, додавання Ti сприяє зміцненню твердого розчину та підвищенню твердості матеріалу. Молібден і ванадій підвищують жаростійкість та міцність сплавів при високих температурах, однак можуть сприяти утворенню крихких фаз. Введення Nb часто призводить до формування фаз Лавеса, а додавання Cu може викликати лікваційні процеси та неоднорідність структури.

1.3 Високоентропійні сплави на основі системи CrFeCoNi

Серед великої кількості високоентропійних сплавів особливу увагу дослідників привертають системи на основі CrFeCoNi, які характеризуються поєднанням високої пластичності, міцності та структурної стабільності. Значний інтерес до даних сплавів пов'язаний із можливістю формування однофазної ГЦК-структури, що забезпечує сприятливе поєднання механічних та експлуатаційних властивостей.

Попередні дослідження еквіатомних сплавів на основі CrFeCoNi із ГЦК кристалічною структурою в основному були зосереджені на вивченні їхнього фазового складу та механічних властивостей [15–17]. Також було встановлено, що еквіатомний сплав CrFeCoNi має значно вищу стійкість до піттингової корозії, ніж сталь типу 304L (18% хрому, 8% нікелю та <0,03% вуглецю), проте має значно меншу міцність (~130 МПа) [18,19]. Для підвищення механічних властивостей сплавів даної системи використовували легування іншими елементами, зокрема Ti, Cu, V, Nb, Mo, Mn та Al [20–22].

Одним із найбільш відомих представників даної групи є сплав Кантора CrMnFeCoNi, запропонований В. Cantor у 2004 році [7]. Для цього сплаву характерна стабільна однофазна структура твердого розчину із гранецентрованою кубічною ґраткою (рис.1.5), яка зберігається у широкому температурному діапазоні. Завдяки цьому сплав демонструє високу пластичність, тріщиностійкість та здатність зберігати механічні властивості при низьких температурах [12].

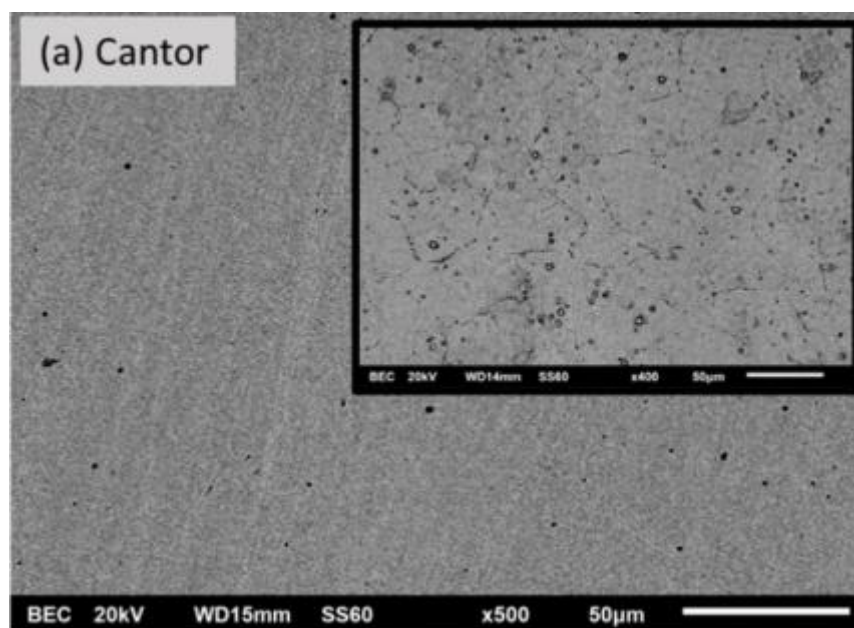


Рисунок 1.5 - Мікроструктура високоентропійного сплаву CrMnFeCoNi [12]

Найбільш ґрунтовно досліджено механічні властивості сплаву Кантора CrFeCoNiMn, який завдяки уповільненій дифузії [7] проявляє достатньо високі значення значення твердості та міцності у поєднанні з високою технологічною пластичністю, так в роботі [23] було встановлено, що міцність на розтяг сплаву Кантора досягає 1 ГПа, а його в'язкість руйнування перевищує $200 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, тому він є перспективним для використання в якості високотемпературного матеріалу, проте він має низьку жаростійкість за рахунок формування в інтервалі температур (650–900) °C окалини на основі оксиду Mn_3O_4 , якому властиві низькі захисні властивості. Підвищення жаростійкості сплаву CrFeCoNiMn досягали шляхом додаткового введення алюмінію та зменшення кількості марганцю, в результаті чого після окиснення при 900 °C, окрім Mn_3O_4 , спостерігали також формування шпінелі типу MeMn_2O_4 , та прошарку з оксиду Al_2O_3 (рис.1.6), який має високі захисні властивості та ефективно перешкоджає окисненню [24].

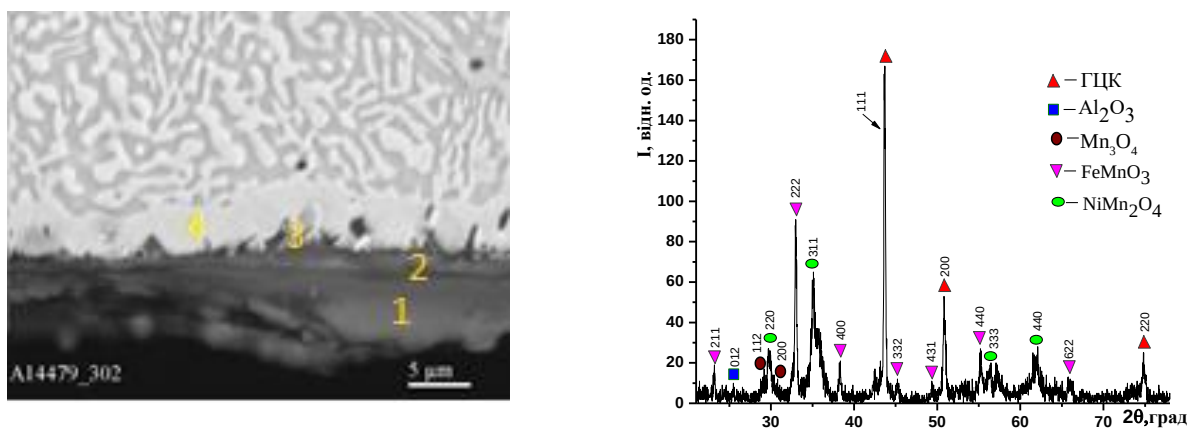


Рисунок 1.6 – Мікроструктура оксидного шару на поверхні сплаву $\text{AlCrMn}_{0.5}\text{FeCoNi}$ після окиснення при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 50 годин та його дифракційна картина [24]

В роботі [20] досліджено вплив титану на механічні властивості сплавів на основі CrFeCoNi за кімнатної та при криогенних температурах. Проте дані щодо високотемпературної жаростійкості сплавів типу CrFeCoNiTi_x в літературі практично відсутні.

Введення до складу ВЕСів на основі CrFeCoNi тугоплавких металів V та VIA груп може сприяти додатковому підвищенню міцності при високих температурах, як за рахунок зміцнення твердих розчинів на основі ОЦК та ГЦК структури шляхом спотворення їхньої кристалічної ґратки, так і за рахунок утворення багатокомпонентних інтерметалідів [24–26]. Проте, при цьому можуть різко погіршуватись характеристики жаростійкості сплавів, оскільки такі елементи, як V, Nb та Mo починають окиснюватись при досить низьких температурах з формуванням легкоплавких (V_2O_5 , MoO_3) або пористих та крихких оксидів (Nb_2O_5). Тому пошук оптимальних складів ВЕСів із поєднанням як високих механічних властивостей, так і достатньої стійкості до окиснення є актуальним та перспективним напрямком досліджень.

Сплави системи CrFeCoNi характеризуються високою корозійною стійкістю та хорошими механічними властивостями при підвищених температурах. Наявність хрому у складі сплаву сприяє утворенню захисних оксидних плівок, що позитивно впливає на жаростійкість матеріалу. Кобальт і

нікель забезпечують стабільність ГЦК-структури, тоді як залізо дозволяє знизити вартість сплаву без суттєвого погіршення властивостей [13].

Однією з важливих переваг системи CrFeCoNi є можливість цілеспрямованого легування різними елементами для зміни структури та властивостей матеріалу [11]. Введення Ti, Mo, V, Nb або Cu дозволяє підвищити твердість, жаростійкість та міцність сплавів при високих температурах (табл. 1.1). Водночас надлишкове легування може призводити до утворення крихких інтерметалідних фаз та погіршення пластичності.

У багатьох дослідженнях встановлено, що додавання Ti сприяє зміцненню твердого розчину та підвищенню твердості сплаву. Введення Mo і V дозволяє підвищити жаростійкість матеріалу, однак при цьому можливе формування σ -фази. Додавання Nb часто супроводжується утворенням фаз Лавеса, які позитивно впливають на твердість, але можуть знижувати пластичність матеріалу.

Як видно з таблиці 1.1, введення різних легувальних елементів дозволяє цілеспрямовано змінювати структуру та експлуатаційні характеристики високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi. Вибір легувального елемента залежить від необхідного комплексу властивостей матеріалу.

Таблиця 1.1 – Вплив легуючих елементів на властивості сплавів системи CrFeCoNi

Легувальний елемент	Вплив на структуру	Вплив на властивості
Ti	Сприяє спотворенню кристалічної ґратки та зміцненню твердого розчину	Підвищення твердості та міцності

Продовження таблиці 1.1

Легувальний елемент	Вплив на структуру	Вплив на властивості
Mo	Може сприяти утворенню σ -фази	Підвищення жаростійкості та міцності при високих температурах
V	Стабілізує твердий розчин та підвищує твердість	Збільшення зносостійкості
Nb	Сприяє утворенню фаз Лавеса	Підвищення твердості, зниження пластичності
Cu	Викликає неоднорідність структури та лікваційні процеси	Може знижувати механічну стабільність
Mn	Сприяє стабілізації ГЦК-структури	Підвищення пластичності

1.4 Жаростійкість та особливості окиснення високоентропійних сплавів

Однією з важливих експлуатаційних характеристик високоентропійних сплавів є їх жаростійкість, тобто здатність матеріалу протистояти окисненню та руйнуванню при тривалому впливі високих температур. Значний інтерес до ВЕС пов'язаний із можливістю їх використання в умовах підвищених температурних навантажень, зокрема в енергетичній, авіаційній та машинобудівній галузях [14].

Жаростійкість високоентропійних сплавів значною мірою визначається їх хімічним складом та здатністю до утворення захисних оксидних плівок на поверхні матеріалу. Найбільш позитивний вплив на окиснювальну стійкість мають елементи Cr та Al, які формують щільні оксидні шари Cr_2O_3 та

Al_2O_3 [14]. Дані оксидні плівки перешкоджають подальшому проникненню кисню вглиб матеріалу та знижують швидкість високотемпературного окиснення.

Водночас введення деяких елементів може негативно впливати на жаростійкість високоентропійних сплавів. Зокрема, при наявності Mo та V у процесі окиснення можуть утворюватися оксиди MoO_3 та V_2O_5 , які характеризуються низькою температурою плавлення та високою леткістю [14]. Утворення таких сполук призводить до порушення цілісності захисного оксидного шару та прискорення процесів окиснення (табл. 1.2).

Таблиця 1.2 – Вплив легуючих елементів на жаростійкість високоентропійних сплавів

Елемент	Вплив на жаростійкість
Cr	Формування захисного шару Cr_2O_3
Al	Утворення стабільного оксиду Al_2O_3
Mo	Можливе утворення леткого MoO_3
V	Утворення нестабільного V_2O_5
Ti	Підвищення жаростійкості при помірному вмісті

Для підвищення жаростійкості високоентропійних сплавів застосовують різні підходи, серед яких важливе місце займає оптимізація хімічного складу та легування елементами, що сприяють формуванню стабільних оксидних плівок [10, 14]. Крім того, значний вплив мають режими термічної обробки та умови експлуатації матеріалу.

1.5 Методи виготовлення ВЕС

Властивості високоентропійних сплавів значною мірою визначаються не лише їх хімічним складом, але й технологією виготовлення. Метод отримання впливає на фазовий склад, мікроструктуру, ступінь структурної однорідності та експлуатаційні характеристики ВЕС. У сучасній науковій літературі для отримання високоентропійних сплавів застосовують різні методи плавлення та порошкової металургії [1].

Одним із найбільш поширених методів виготовлення ВЕС є аргонно-дугова плавка. Даний метод дозволяє отримувати багатокомпонентні сплави з високою хімічною однорідністю та низьким рівнем забруднення. Плавлення проводять у захисному середовищі аргону або у вакуумі, що дає можливість мінімізувати окиснення компонентів сплаву під час кристалізації. Крім того, аргонно-дугова плавка забезпечує високі швидкості охолодження, що може сприяти формуванню однофазних твердих розчинів у високоентропійних системах [6].

Для виготовлення високоентропійних сплавів також застосовують вакуумно-індукційну плавку, яка забезпечує добру однорідність розплаву та дозволяє отримувати зливки значного об'єму. Проте даний метод характеризується більш складним технологічним обладнанням та підвищеними вимогами до контролю параметрів плавлення.

Перспективним напрямком отримання ВЕС є використання методів порошкової металургії та механічного легування [6]. У процесі механічного легування порошки компонентів піддаються інтенсивній пластичній деформації, що сприяє формуванню високодисперсних структур та рівномірному розподілу елементів. Подальше спікання дозволяє отримувати матеріали з дрібнозернистою структурою та високими механічними властивостями.

Останніми роками значний інтерес викликає виготовлення високоентропійних сплавів із використанням адитивних технологій. Методи

селективного лазерного плавлення та прямого лазерного осадження дозволяють отримувати матеріали зі складною геометрією та контрольованою мікроструктурою. Разом з тим для таких технологій характерні високі швидкості кристалізації та значні температурні градієнти, які можуть впливати на фазоутворення у сплавах.

Серед наведених методів саме аргонно-дугова плавка найбільш широко використовується для отримання литих високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi та споріднених композицій. Це пояснюється відносною простотою технології, можливістю багаторазового переплаву та отриманням сплавів із високим рівнем хімічної однорідності.

1.6 Висновки до розділу 1

Високоентропійні сплави є перспективним класом багатокомпонентних матеріалів, які поєднують високі механічні та експлуатаційні властивості. Особливості структури і властивостей ВЕС визначаються високою конфігураційною ентропією змішування, спотворенням кристалічної ґратки, уповільненою дифузією та комплексною взаємодією компонентів сплаву. Встановлено, що фазовий склад високоентропійних сплавів залежить від концентрації валентних електронів, різниці атомних радіусів компонентів та ентальпії змішування. Залежно від хімічного складу у ВЕС можуть формуватися ГЦК-, ОЦК- або багатозональні структури, що суттєво впливає на механічні характеристики та жаростійкість матеріалу.

Особливий інтерес становлять високоентропійні сплави системи CrFeCoNi та сплав Кантора CrMnFeCoNi, які характеризуються стабільною структурою та можливістю цілеспрямованого легування. Введення Ti, Mo, V, Nb та інших елементів дозволяє змінювати фазовий склад, твердість, жаростійкість та міцність сплавів при високих температурах.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Отримання сплавів методом аргонно-дугової плавки

Для проведення досліджень було отримано високоентропійні сплави на основі системи CrFeCoNi, леговані Mn, Mo, V, Nb, Ti та Cu. В якості вихідних матеріалів використовували метали високої чистоти не нижче 99,8 %.

Отримання сплавів проводили методом аргонно-дугової плавки з використанням невитратного вольфрамового електрода в атмосфері високочистого аргону. Для зниження вмісту кисню та покращення умов плавлення використовували Ti-геттер. З метою забезпечення гомогенності хімічного складу отримані сплави переплавляли не менше п'яти разів.



Рисунок 2.1 – Аргонно-дугова установка МІФІ-9-3

Із отриманих зливків вирізали зразки розмірами 6 мм × 6 мм × 8 мм. Зразки шліфували та промивали спиртом для підготовки до подальших

досліджень і високотемпературних випробувань. У литому стані досліджені сплави характеризуються формуванням однофазної або багатофазної структури залежно від хімічного складу та концентрації валентних електронів. За результатами рентгеноструктурного аналізу встановлено, що у сплавах можуть формуватися ГЦК-тверді розчини, а також σ - та μ -фази.

2.2 Методи дослідження мікроструктури та фазового складу сплавів

Дослідження мікроструктури отриманих високоентропійних сплавів проводились у литому стані та після високотемпературного окиснення. Аналіз структури дозволяє оцінити особливості формування фазового складу, характер розподілу структурних складових та морфологію поверхневих оксидних шарів.

Для проведення металографічних досліджень поверхню зразків попередньо шліфували та полірували. Після підготовки поверхні виконували аналіз мікроструктури сплавів та дослідження морфології поверхні після високотемпературних випробувань. Особливу увагу приділяли виявленню неоднорідностей структури, фазових виділень та особливостей формування оксидних шарів.

Мікроструктуру сплавів та морфологію поверхні оксидних шарів досліджували методом електронної мікроскопії, що дозволяє отримувати зображення поверхні з високою роздільною здатністю та проводити локальний аналіз структурних неоднорідностей матеріалу. Для цього використовували електронний мікроаналізатор JEOL Superprobe JXA-733 (рис. 2.2). Даний прилад поєднує можливості електронної мікроскопії та локального рентгеноспектрального аналізу, що дозволяє проводити комплексне дослідження структури та хімічного складу матеріалу.



Рисунок 2.2 – JEOL Superprobe JXA-733

Принцип роботи електронного мікроаналізатора базується на взаємодії сфокусованого електронного пучка з поверхнею дослідного зразка. У результаті такої взаємодії виникають вторинні та характеристичні рентгенівські випромінювання, які використовуються для формування зображення поверхні та визначення локального хімічного складу матеріалу.

Фазовий склад дослідних сплавів визначали методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі Rigaku Ultima 4 (рис. 2.3). Rigaku Ultima 4 – це рентгенівський дифрактометр, призначений для дослідження кристалічної структури матеріалів. Прилад оснащений гібридним гоніометром, що забезпечує високу точність вимірювань і стабільність роботи. Система підтримує використання різних джерел випромінювання та застосовується для визначення фазового складу матеріалів, оцінки розмірів кристалітів, аналізу внутрішніх напружень у зразках і виконання кількісного фазового аналізу.



Рисунок 2.3 – Дифрактометр Ultima 4

Метод рентгеноструктурного аналізу базується на явищі дифракції рентгенівського випромінювання кристалічною ґраткою матеріалу. При взаємодії рентгенівських променів із атомними площинами кристалу відбувається їх дифракція під певними кутами, що дозволяє визначати тип кристалічної структури та фазовий склад матеріалу.

2.3 Високотемпературне окиснення та дослідження жаростійкості

Для оцінки жаростійкості високоентропійних сплавів проводили високотемпературні випробування в умовах окиснювального середовища. Дослідження виконували при температурі 900 °C протягом 10 годин у камерній електропечі.

Перед проведенням випробувань поверхню зразків шліфували та очищували спиртом для видалення забруднень і забезпечення однакових початкових умов окиснення. Після завершення високотемпературного впливу

зразки охолоджували в умовах навколишнього середовища та досліджували стан поверхні оксидних шарів.

Метод дослідження жаростійкості базується на оцінці зміни маси зразків після високотемпературного впливу. У процесі окиснення на поверхні сплавів формуються оксидні шари внаслідок взаємодії компонентів матеріалу з киснем повітря. Для визначення приросту маси зразки зважували до та після проведення високотемпературних випробувань.

2.4 Висновки до розділу 2

Розглянуто основні матеріали та методи дослідження високоентропійних сплавів. Описано процес отримання сплавів методом аргонно-дугової плавки в атмосфері високочистого аргону, а також підготовку зразків до подальших досліджень і високотемпературних випробувань.

Наведено основні методи дослідження мікроструктури та фазового складу сплавів. Для аналізу морфології поверхні та локального хімічного складу використовували електронний мікроаналізатор JEOL Superprobe JXA-733, а фазовий склад визначали методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі Rigaku Ultima IV.

Описано методику проведення високотемпературного окиснення при температурі 900 °C та метод оцінки жаростійкості дослідних сплавів за зміною маси після високотемпературного впливу. Застосовані методи дослідження дозволяють комплексно оцінити структурний стан, фазовий склад та особливості високотемпературного окиснення високоентропійних сплавів.

З РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

3.1 Одержання сплавів та визначення валентної електронної концентрації (VEC)

Для проведення досліджень було отримано високоентропійні сплави на основі системи CrFeCoNi, леговані Ti, V, Mo, Mn, MnMo та CuNb. Виплавку сплавів проводили методом аргонно-дугової плавки із використанням невитратного вольфрамового електрода в атмосфері високочистого аргону. Для зменшення вмісту кисню в робочому об'ємі використовували Ti-геттер. Хімічний склад одержаних сплавів у вихідному стані та розраховані значення VEC наведено у таблиці 3.1

Таблиця 3.1 – Хімічний склад та валентна електронна концентрація сплавів

№ сплаву	Хімічний склад	VEC
1	CrFeCoNiTi _{0,3}	7,95
2	CrFeCoNiV	7,6
3	CrFeCoNiMo	7,8
4	CrFeCoNiMn	8
5	CrFeCoNiMnMo	7,64
6	CrFeCoNiCuNb	8,13

Відповідно до рівняння (1.4), VEC досліджених сплавів змінюється від (7,6–8,13) ел/ат (табл. 3.1), тому можна спрогнозувати, що всі вони будуть

кристалізуватись у вигляді суміші ОЦК та ГЦК твердих розчинів, проте за даними авторів [24] в інтервалі $VEC=(6,9-8,2)$ ел/ат у ВЕСах у литому стані спостерігається утворення двофазної ГЦК+ σ структури та після відпалу можливе утворення трьохфазної ГЦК+ОЦК+ σ структури [24], а у сплавах із значеннями $7,43 < VEC < 8$ ел/ат встановлено також формування трьох фаз – ГЦК, ОЦК та μ -фази із гексагональною ґраткою.

Отже, можна очікувати, що фазовий склад одержаних сплавів в залежності від легування буде складатись як із однофазного ГЦК твердого розчину, так і суміші ГЦК та інтерметалідів типу σ та μ -фаз.

3.2 Рентгеноструктурний аналіз сплавів у литому стані

Проведений рентгеноструктурний аналіз показав, що досліджені ВЕС, залежно від наявності у своєму складі різних легованих елементів, мають відмінний фазовий склад (табл. 3.2).

Таблиця 3.2 – Хімічний та фазовий склад сплавів

№ сплаву	Хімічний склад	Фазовий склад	Доля фази, %
1	$\text{CrFeCoNiTi}_{0,3}$	ГЦК	100
2	CrFeCoNiV	ГЦК	54
		σ	46
3	CrFeCoNiMo	ГЦК	26
		σ	64
		μ	10
4	CrFeCoNiMn	ГЦК	100
5	CrFeCoNiMnMo	ГЦК	31
		ОЦК	37
		σ	32
6	CrFeCoNiCuNb	ГЦК	39
		C14	61

Досліджені високоентропійні сплави можна умовно поділити на чотири групи.

До першої групи належать однофазні сплави на основі ГЦК твердого розчину $\text{CrFeCoNiTi}_{0,3}$ (№ 1) та CrFeCoNiMn (№ 4). Для даних сплавів на дифрактограмах спостерігаються лише піки, характерні для ГЦК-кристалічної ґратки.

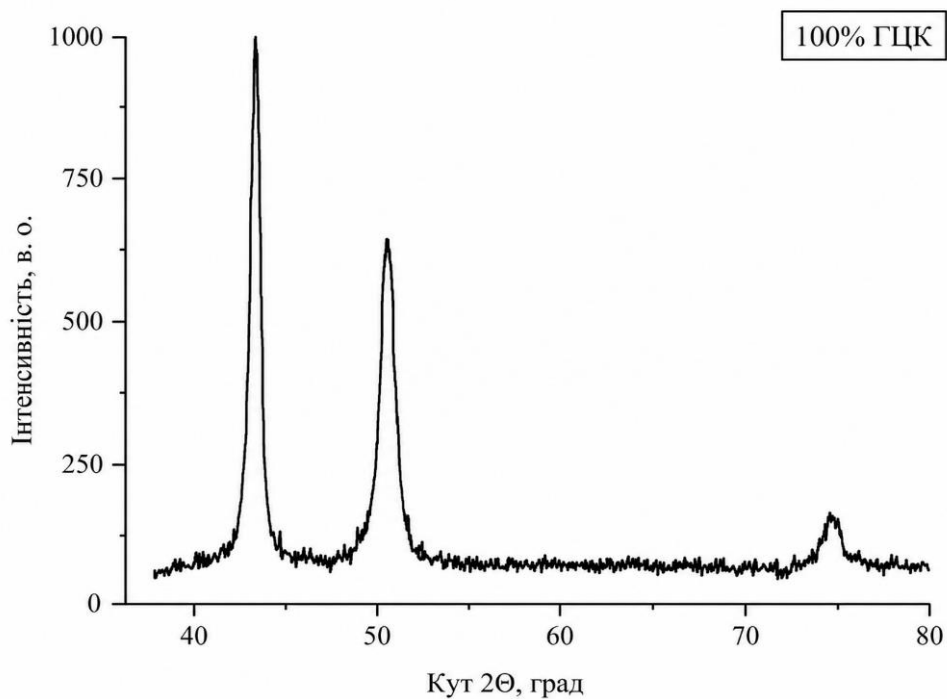
До другої групи належать двофазні сплави. У сплаві CrFeCoNiV (№ 2) встановлено формування ГЦК твердого розчину та σ -фази з тетрагональною кристалічною ґраткою. Утворення σ -фази пов'язане з наявністю значної кількості σ -утворюючих пар, зокрема V-Fe, V-Co, V-Ni, Cr-Mn, Cr-Co та Cr-Fe.

Також двофазним є сплав CrFeCoNiCuNb (№ 6), у якому поряд із ГЦК твердим розчином спостерігається формування фази Лавеса типу C14 з гексагональною ґраткою. Поява даної фази пояснюється її існуванням у бінарних системах Fe-Nb, Cr-Nb та Co-Nb.

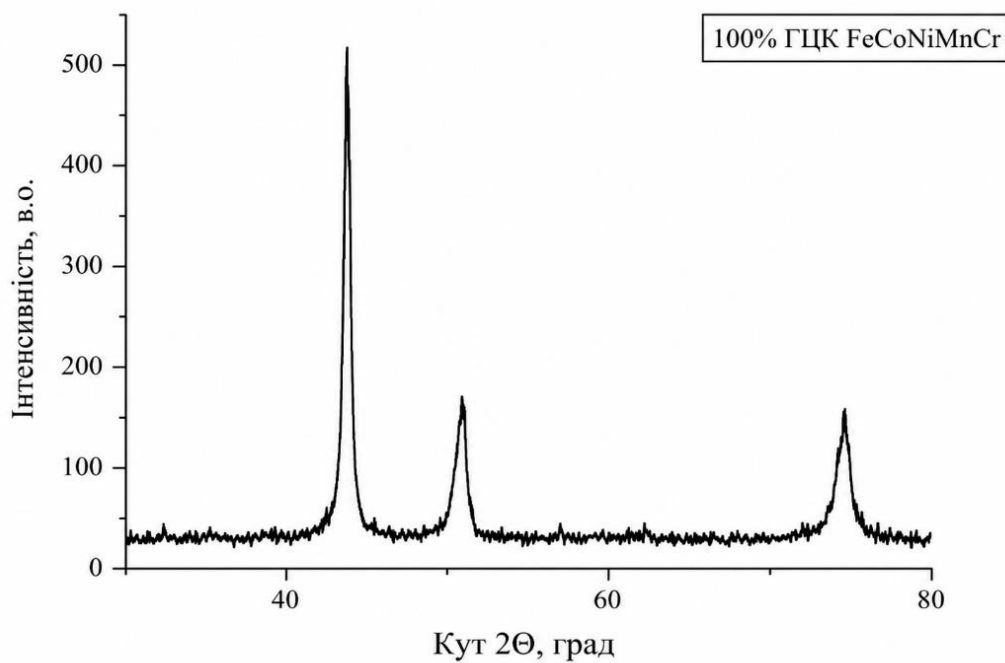
До третьої групи належать трифазні сплави. У сплаві CrFeCoNiMo (№ 3) виявлено ГЦК твердий розчин, σ -фазу типу CrFeCo та μ -фазу типу Fe_3Mo_2 з ромбічною кристалічною структурою. Формування μ -фази пов'язане з існуванням відповідних фаз у бінарних системах Mo-Fe та Mo-Co.

Сплав CrFeCoNiMnMo (№ 5) характеризується формуванням суміші ОЦК-, ГЦК- та σ -фаз. Встановлено, що введення Mn сприяє зменшенню частки σ -фази та одночасній стабілізації ГЦК твердого розчину.

Дифрактограми сплавів $\text{CrFeCoNiTi}_{0,3}$, CrFeCoNiMn , CrFeCoNiV , CrFeCoNiCuNb наведено на рисунках 3.1 та 3.2



а)



б)

Рисунок 3.1 - Дифрактограми сплавів $\text{CrFeCoNiTi}_{0,3}$ (а), CrFeCoNiMn (б)

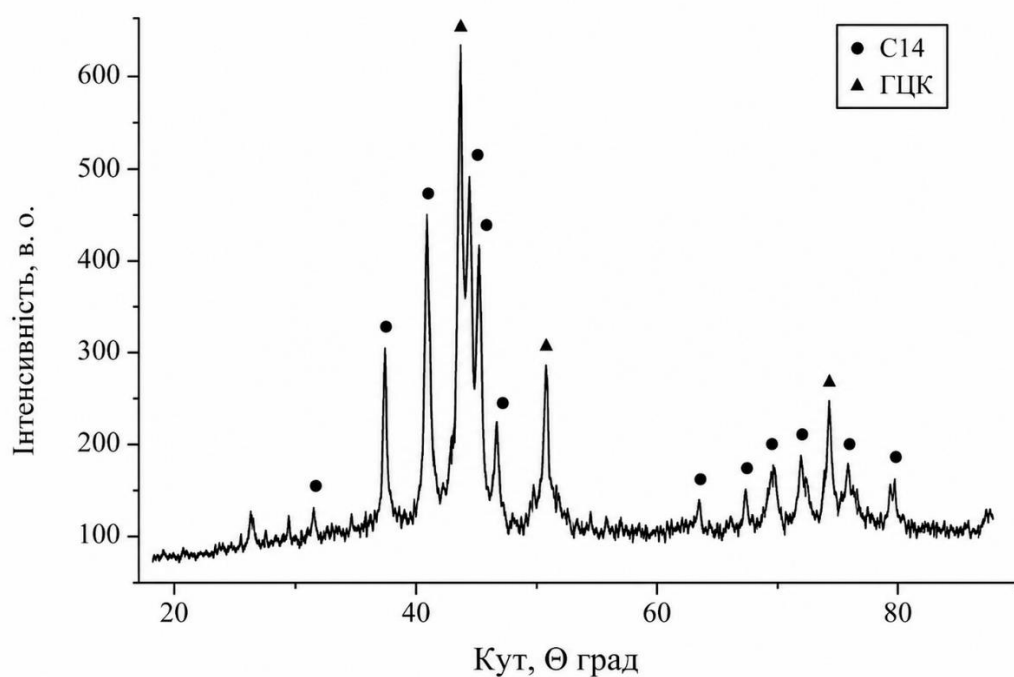
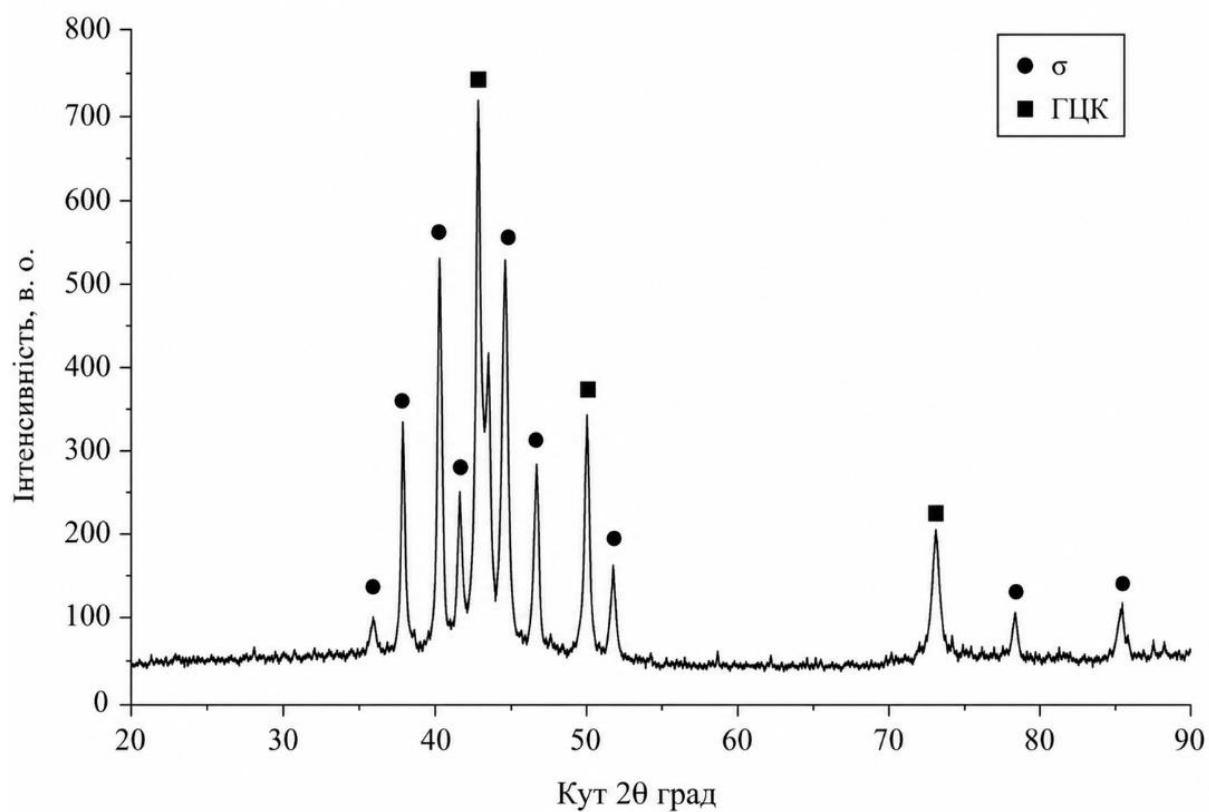
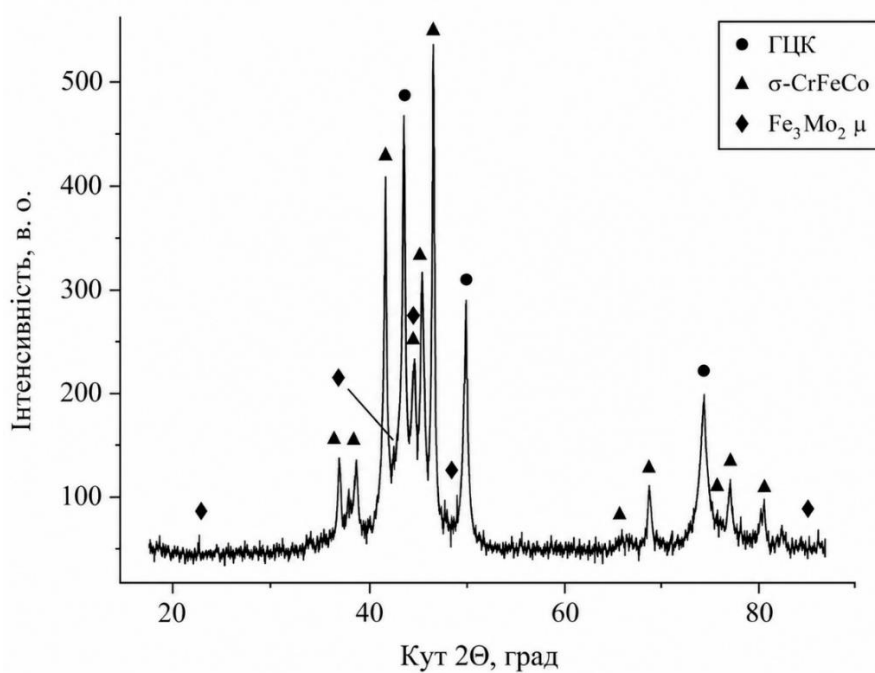
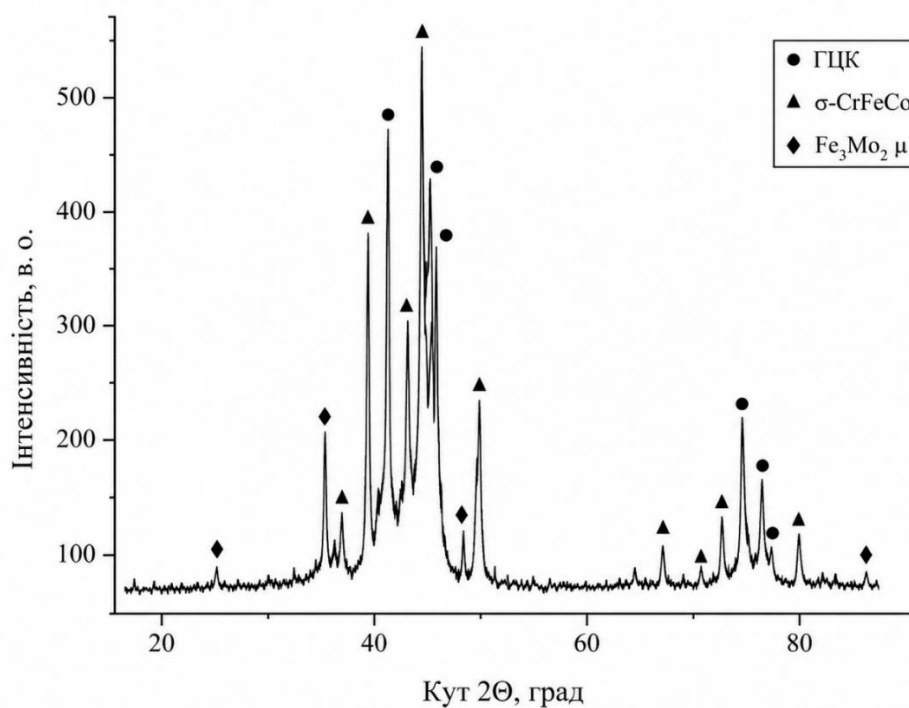


Рисунок 3.2 - Дифрактограми сплавів CrFeCoNiV (а), CrFeCoNiCuNb (б)

Дифрактограми сплавів CrFeCoNiMo, CrFeCoNiMnMo наведено на рисунках 3.3



а)

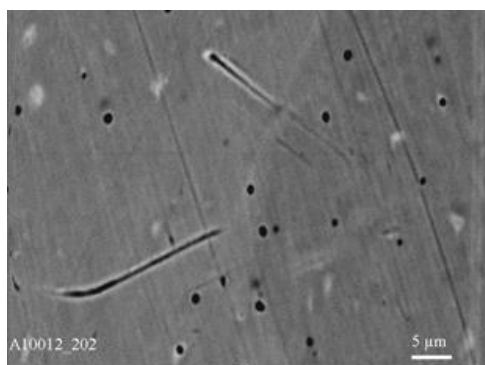


б)

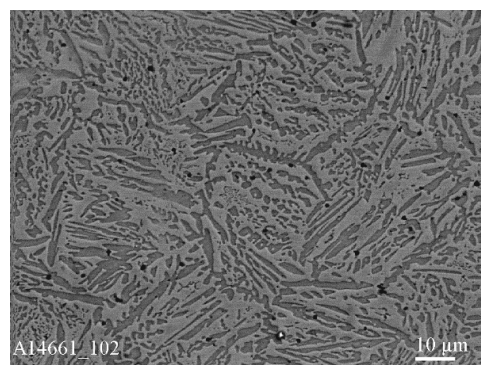
Рисунок 3.3 – Дифрактограми сплавів CrFeCoNiMo (а), CrFeCoNiMnMo (б)

3.3 Дослідження мікроструктури сплавів у литому стані

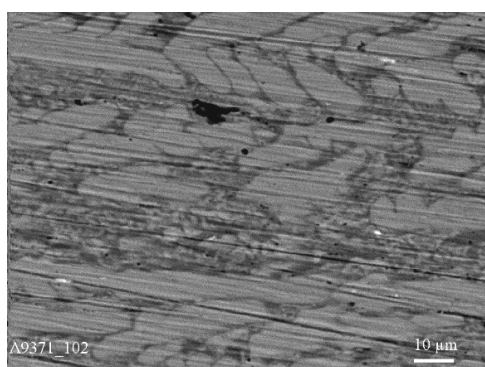
Мікроструктури дослідних високоентропійних сплавів у литому стані наведено на рисунку 3.4.



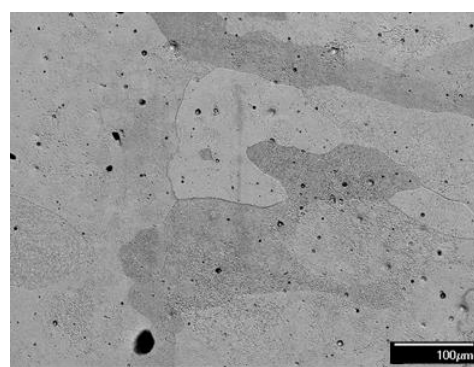
а



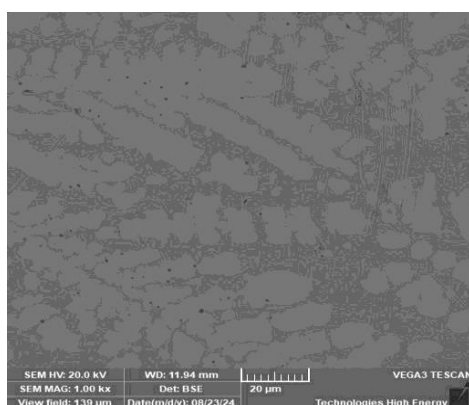
б



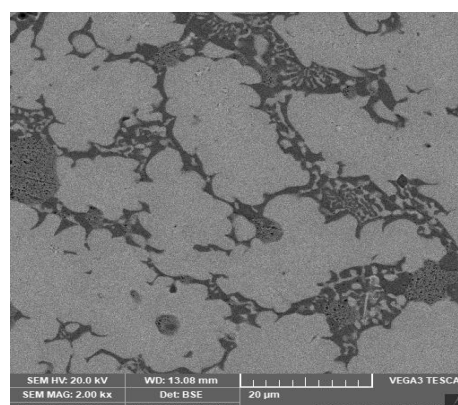
в



г



д



е

Рисунок 3.4 – Мікроструктури сплавів $\text{CrFeCoNiTi}_{0.3}$ (а), CrFeCoNiV (б), CrFeCoNiMo (в), CrFeCoNiMn (г), CrFeCoNiMnMo (д) та CrFeCoNiCuNb (е) у литому стані

Сплави $\text{CrFeCoNiTi}_{0,3}$ (№ 1) та CrFeCoNiMn (№ 4) характеризуються формуванням відносно однорідної структури, типової для однофазних твердих розчинів (рис. 3.4, а, г). На мікроструктурах даних сплавів не спостерігається значної структурної неоднорідності або великої кількості вторинних фаз.

У сплаві CrFeCoNiV (№ 2) всередині зерен ГЦК твердого розчину спостерігаються крупні виділення σ -фази, які на мікроструктурах мають світлий контраст (рис. 3.2, б). Формування σ -фази у даному сплаві узгоджується з результатами рентгеноструктурного аналізу та пов'язане з присутністю значної кількості σ -утворюючих елементів

Сплави CrFeCoNiMo (№ 3) та CrFeCoNiMnMo (№ 5) характеризуються формуванням дендритної структури (рис. 3.2, в, д). Для сплаву CrFeCoNiMo характерною є первинна кристалізація σ -фази у вигляді світлих дендритів, тоді як у міждендритному просторі спостерігається дрібнодисперсна суміш ГЦК+ σ фаз.

Виділення μ -фази у сплаві CrFeCoNiMo локалізуються переважно на межах σ -фази у вигляді тонких прошарків, що може свідчити про її утворення внаслідок перетворення σ -фази під час кристалізації. Формування μ -фази пов'язують із неможливістю збереження σ -фазою стабільної тетрагональної структури при значному спотворенні кристалічної ґратки, викликаному надлишком молібдену

Сплав CrFeCoNiCuNb (№ 6) також характеризується дендритною структурою. Світлі первинні дендрити відповідають багатокомпонентній фазі Лавеса, тоді як сіра фаза є ГЦК твердим розчином. У міждендритному просторі спостерігаються виділення евтектики типу ГЦК+С14 (рис. 3.2, е).

Крім того, у міждендритних областях локально спостерігаються округлі скупчення світло-сірої фази, що, ймовірно, пов'язано з ліквідацією міді. Це пояснюється позитивними значеннями ентальпії змішування Cu з іншими компонентами сплаву, що може свідчити про можливість формування двох ГЦК твердих розчинів із близькими параметрами кристалічної ґратки.

3.4 Стійкість до окиснення

До складу дослідних сплавів входять елементи з різною стійкістю до високотемпературного окиснення та різною термодинамічною стабільністю оксидів. Зокрема, сплави № 2, № 3 та № 5 містять ванадій або молібден, які під час окиснення можуть утворювати оксиди V_2O_5 та MoO_3 з низькими температурами плавлення (670 °C та 795 °C відповідно). Наявність таких оксидів у поверхневих шарах може негативно впливати на жаростійкість сплавів.

Дослідження кінетики окиснення при температурі 900 °C протягом 10 годин показало, що процес окиснення дослідних сплавів описується ступеневою залежністю:

$$q^n = K \tau, \quad (3.1)$$

де q – приріст маси, мг/см²;

τ – час витримки, година;

K – константа, яка не залежить від часу при постійній температурі.

Найвищу жаростійкість серед досліджених сплавів показав сплав CrFeCoNiTi_{0,3} (№ 1), для якого значення показника n становить 2,3 (табл. 3.3). Процес окиснення даного сплаву описується параболічною залежністю, що свідчить про формування відносно стабільного захисного оксидного шару.

Для сплавів CrFeCoNiMo (№ 3) та CrFeCoNiMnMo (№ 5) швидкість окиснення є вищою, а процес окиснення наближається до лінійного характеру. Це може бути пов'язано з випаровуванням оксиду MoO_3 , який має низьку температуру плавлення.

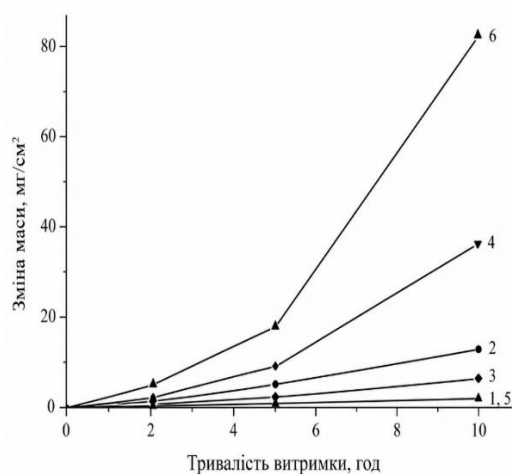
Таблиця 3.3 Значення швидкості окиснення $V_{q_{10}}$ та показника n для досліджених сплавів

№ сплава	Склад сплаву	$V_{q_{10}}$	n
1	CrFeCoNiTi _{0,3}	0,15	2,3
2	CrFeCoNiV	1,12	1,2
3	CrFeCoNiMo	0,59	0,5
4	CrFeCoNiMn	3,46	0,5
5	CrFeCoNiMnMo	0,19	1,3
6	CrFeCoNiCuNb	8,44	0,6

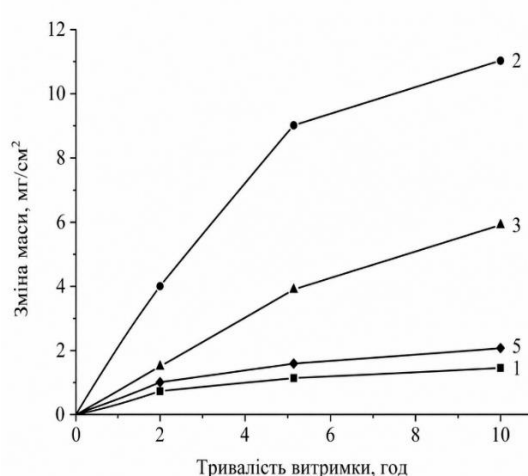
Сплави CrFeCoNiMn (№ 4) та CrFeCoNiCuNb (№ 6) після витримки протягом 5 годин починають окиснюватись більш інтенсивно. Для сплаву № 6 кінетична крива в логарифмічних координатах має майже прямолінійний характер, що свідчить про окиснення без суттєвої зміни швидкості протягом усього часу випробувань.

Для сплавів № 3, № 4 та № 6 значення показника $n < 1$, що свідчить про зміну механізму окиснення та нестабільність захисного оксидного шару.

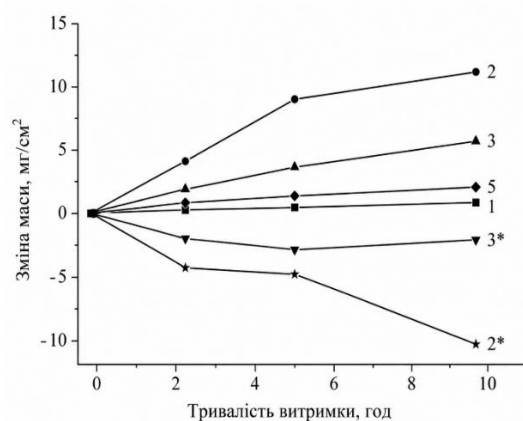
Як видно з кінетичних кривих окиснення (рис. 3.5), сплави CrFeCoNiV (№ 2) та CrFeCoNiMo (№ 3) характеризуються високою швидкістю окиснення та утворенням крихкої окалини з низькою адгезією до поверхні зразка. Внаслідок цього на кривих окиснення спостерігаються перегини, пов'язані зі сколюванням окалини та подальшою зміною швидкості окиснення.



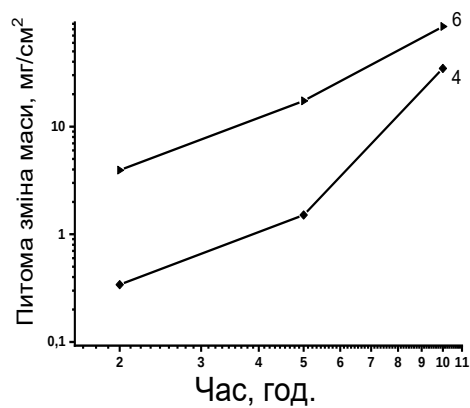
а



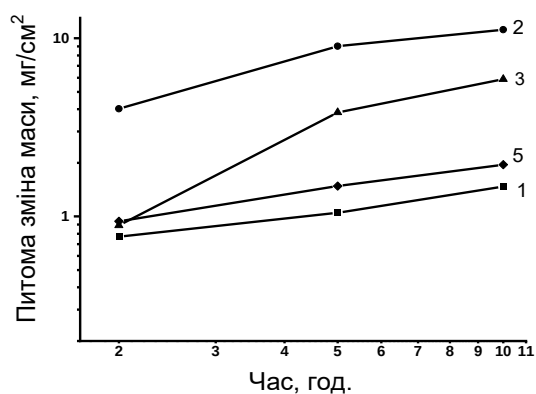
б



в



г



д

Рисунок 3.5 – Кінетичні криві окиснення сплавів $\text{CrFeCoNiTi}_{0,3}$ (крива 1), CrFeCoNiV (крива 2), CrFeCoNiMo (крива 3), CrFeCoNiMn (крива 4), CrFeCoNiMnMo (крива 5), CrFeCoNiCuNb (крива 6) при температурі 900°C в простих (а-в) та логарифмічних координатах (в, г)

Як видно з кінетичних кривих окиснення, сплави CrFeCoNiV (№ 2) та CrFeCoNiMo (№ 3) характеризуються високою швидкістю окиснення та утворенням крихкої окалини з низькою адгезією до поверхні зразка. Внаслідок цього на кривих окиснення спостерігаються перегини, пов'язані зі сколюванням окалини та подальшою зміною швидкості окиснення.

Проведений аналіз структури після окиснення при температурі 900 °C протягом 10 годин показав, що дослідні сплави характеризуються різною морфологією окалини (рис. 3.6 та 3.7).

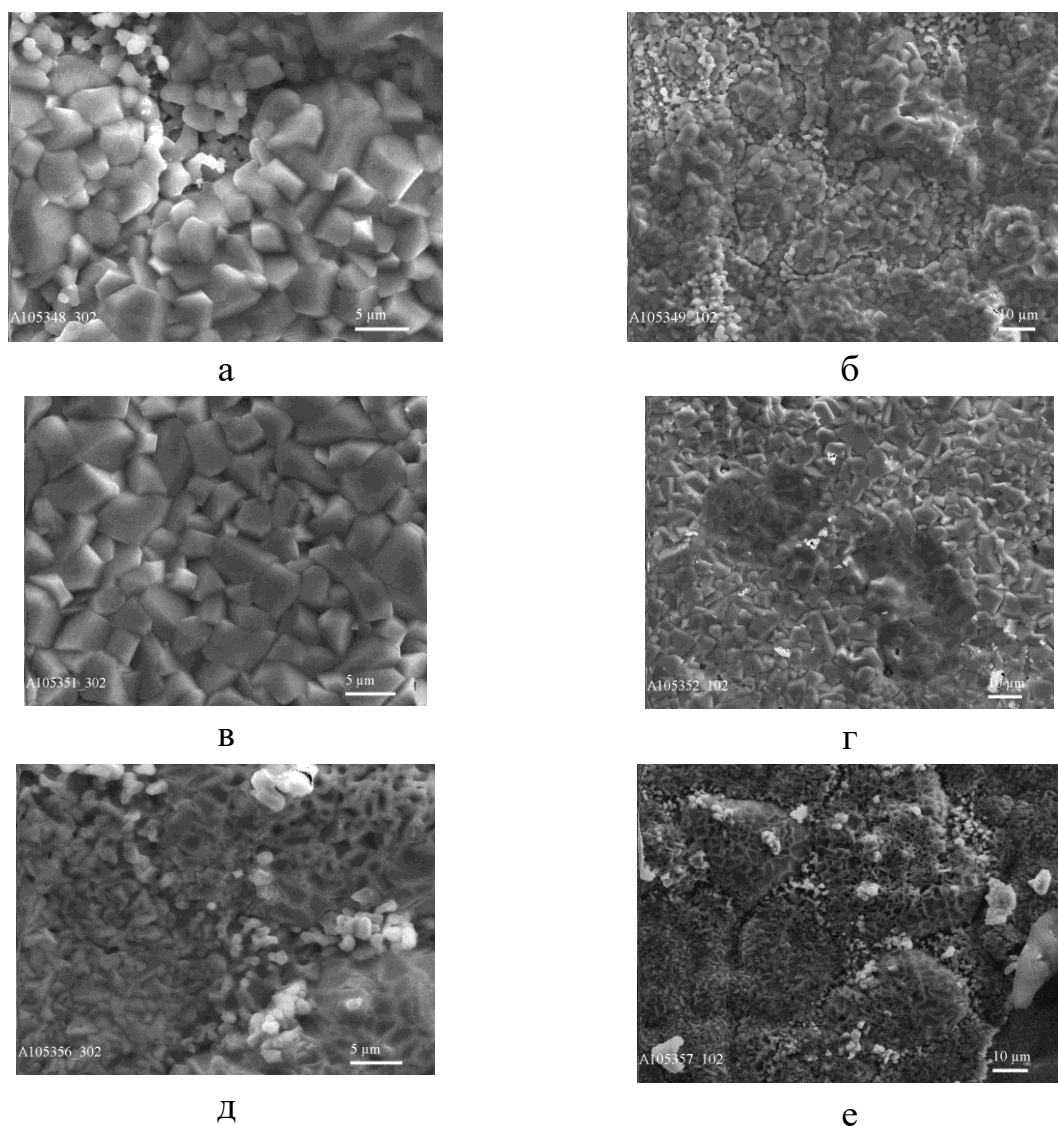
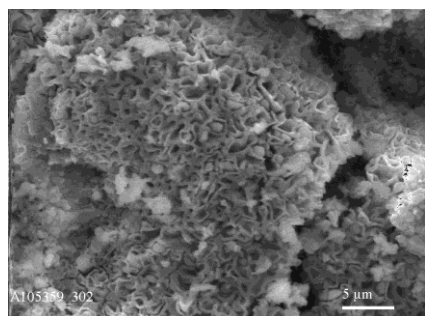
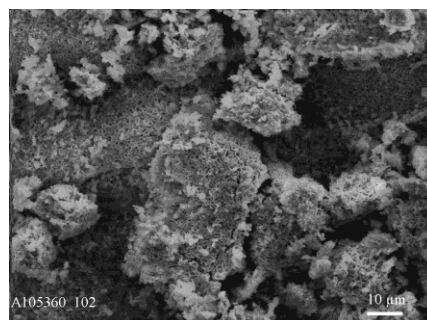


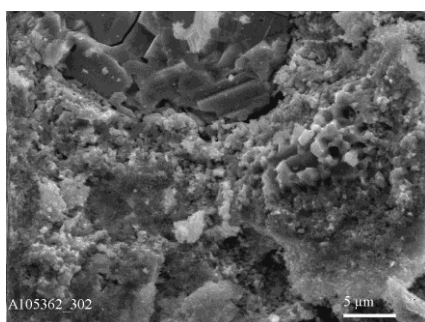
Рисунок 3.6 – Морфологія окалини на поверхні сплавів CrFeCoNiMn (а, б); CrFeCoNiMnMo (в, г); CrFeCoNiTi_{0,3} (д, е) після окиснення при 900 °C протягом 10 годин.



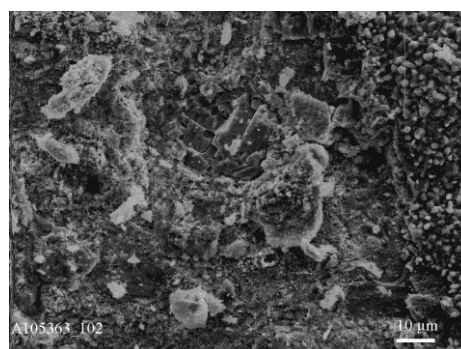
а



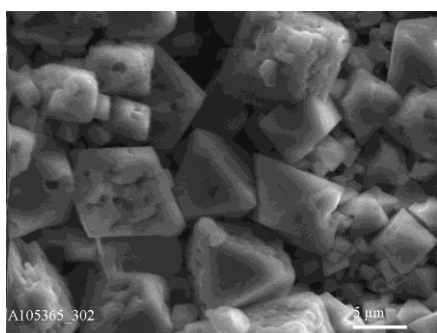
б



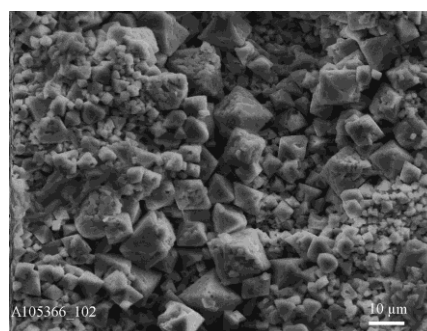
в



г



д



е

Рисунок 3.7 - Морфологія окалини на поверхні сплавів CrFeCoNiMo (а, б); CrFeCoNiV (в, г); CrFeCoNiCuNb (д, е) після окиснення при 900 °C протягом 10 годин.

На поверхні сплавів можуть формуватися як прості оксиди окремих елементів, так і складні оксиди типу шпінелей. У випадку утворення простих оксидів, зокрема TiO_2 , оксидів заліза та хрому, структура окалини складається з кристалів різної форми та розмірів (рис. 3.6 в–г; рис. 3.7 д–е). Для сплавів, у яких формуються легкоплавкі оксиди або евтектичні суміші, окалина має

вигляд оплавленої маси без чітко вираженої структури (рис. 3.6, д–е; рис 3.7, а–г).

3.5 Рентгеноструктурний аналіз сплавів після окиснення

Відомо, що для сплаву Кантора CrFeCoNiMn при температурах окиснення (700–950) °С формується багатошарова багатофазна окалина, яка містить Mn_3O_4 у зовнішньому шарі, суміш Mn_3O_4 , $(Mn,Cr)_3O_4$ та Cr_2O_3 у проміжному шарі, а також Cr_2O_3 у внутрішньому шарі.

Повнопрофільний рентгеноструктурний аналіз окиснених сплавів показав, що після витримки при 900 °С на поверхні сплавів формується складна багатофазна окалина різного складу. Фазовий склад оксидних шарів наведено у таблиці 3.4

На поверхні сплаву CrFeCoNiTi_{0,3} після окиснення спостерігається формування оксидів титану та заліза, зокрема TiO_2 , Fe_3O_4 та Fe_2O_3 . Формування стабільного оксидного шару пояснює високу жаростійкість даного сплаву порівняно з іншими дослідженими матеріалами.

Для сплаву CrFeCoNiMo характерним є утворення оксидів заліза та молібденвмісних фаз – MoO_2 і шпінелі $CoMoO_4$. Наявність даних оксидів суттєво впливає на механізм окиснення та стабільність окалини. Отримані результати відрізняються від літературних даних, що може бути пов'язано з відмінностями температурних режимів окиснення та технології отримання матеріалу.

На поверхні сплаву CrFeCoNiMnMo формується товстий оксидний шар, у якому при рентгенографічному аналізі поверхні фіксується переважно присутність оксиду марганцю Mn_3O_4 . У глибших шарах окалини також виявлено $(Fe,Cr)_3O_4$, $MnMoO_4$ та залишкові фази твердого розчину.

Таблиця 3.4 – Фазовий склад та параметри ґратки оксидних фаз після окиснення при 900 °С

3.6 Висновки до розділу 3

№	Сплав	Фазовий склад окаліни	% мас. фази	Параметри ґратки оксидів, нм			
				a	b	c	β, град
1	CrFeCoNiTi _{0,3} Поверхня	Fe ₃ O ₄	34	0,8411			
		Fe ₂ O ₃	27	0,4998		1,3658	
		TiO ₂ (рутил)	34	0,4607		0,2976	
		ГЦК	5	0,3578			
3	CrFeCoNiMo Поверхня	Fe ₃ O ₄	20	0,8347			
		Fe ₂ O ₃	10	0,4975		1,3647	
		CoMoO ₄	11	0,963	0,8844	0,7686	113,8
		MoO ₂	3	0,551	0,4757	0,556	120,9
		ГЦК	56	0,3606			
5	CrFeCoNiMnMo Поверхня -10 мкм -20 мкм -2мм	Mn ₃ O ₄	100	0,579		0,939	
		(Fe,Cr) ₃ O ₄	55	0,847			
		Mn ₃ O ₄	24	0,58		0,942	
		MnMoO ₄	17	1,057	0,954	0,72	106,4
		ГЦК	4	0,361			
		Co ₇ Mo ₆	71	0,478			
		ГЦК	29	0,362		2,56	
		ГЦК	48	0,361			
		σ-фаза	29	0,904		0,467	
		Fe ₇ Mo ₆	23	0,475		2,57	

У розділі досліджено мікроструктуру, фазовий склад та жаростійкість високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi, легованих Ti, V, Mo, Mn, MnMo та CuNb.

За результатами дослідження мікроструктури встановлено, що сплави CrFeCoNiTi_{0.3} та CrFeCoNiMn характеризуються відносно однорідною структурою, тоді як для сплавів із Mo, V та Nb характерним є формування структурної неоднорідності та багатофазного стану.

Рентгеноструктурним аналізом підтверджено формування у дослідних сплавах ГЦК-, ОЦК-, σ -, μ -фаз та фази Лавеса залежно від хімічного складу сплавів.

Дослідження жаростійкості при 900 °C показало суттєвий вплив легувальних елементів на кінетику окиснення та характер формування оксидних шарів.

4 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

4.1 Науково-технічна актуальність теми досліджень

В умовах сучасного розвитку енергетичної, авіаційної, машинобудівної та металургійної промисловості зростає потреба у створенні нових матеріалів, здатних працювати в умовах високих температур та агресивних середовищ. Для забезпечення надійної та довготривалої роботи елементів високотемпературного обладнання матеріали повинні характеризуватись високою жаростійкістю, термічною стабільністю, корозійною стійкістю та здатністю зберігати експлуатаційні властивості в умовах тривалого окиснення.

Особливу актуальність дана проблема має для деталей газових турбін, теплоенергетичного обладнання, елементів авіаційних двигунів та інших конструкцій, які працюють при підвищених температурах. Підвищення робочих температур дозволяє збільшити ефективність обладнання, однак одночасно суттєво зростають вимоги до властивостей матеріалів. Традиційні жароміцні сплави у багатьох випадках вже наближаються до меж своїх експлуатаційних можливостей, що обумовлює необхідність пошуку нових матеріалів із покращеними характеристиками.

Одним із найбільш перспективних напрямків сучасного матеріалознавства є високоентропійні сплави. На відміну від традиційних сплавів, вони складаються з декількох основних компонентів у близьких концентраціях, що сприяє формуванню стабільних твердих розчинів та забезпечує високий рівень структурної стабільності.

Особливий інтерес викликають високоентропійні сплави системи CrFeCoNi, які характеризуються поєднанням високої пластичності, термічної стабільності та можливості цілеспрямованого керування фазовим складом шляхом легування. Введення таких елементів, як Ti, Mo, V, Mn та Nb, дозволяє суттєво змінювати фазовий склад, мікроструктуру та жаростійкість сплавів.

Одним із важливих параметрів, що впливають на формування фазового складу високоентропійних сплавів, є концентрація валентних електронів – VEC. Використання даного критерію дозволяє прогнозувати формування гранецентрованих, об’ємноцентрованих та інтерметалідних фаз, а також оцінювати стабільність структури сплавів.

Особливу увагу у даній роботі приділено дослідженню процесів високотемпературного окиснення, оскільки саме жаростійкість є однією з ключових характеристик матеріалів для роботи при високих температурах. Формування щільних та стабільних оксидних шарів дозволяє суттєво підвищити стійкість матеріалів до окиснення та збільшити ресурс їх експлуатації [27].

Дослідження впливу легування на фазовий склад, мікроструктуру та жаростійкість високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi дозволяє отримати нові дані щодо закономірностей формування структури та механізмів високотемпературного окиснення. Отримані результати можуть бути використані при створенні нових жаростійких матеріалів для роботи в умовах високих температур та агресивних середовищ.

Таким чином, дана науково-дослідна робота має важливе наукове та практичне значення, оскільки спрямована на розробку перспективних високоентропійних матеріалів із підвищеною жаростійкістю та стабільністю експлуатаційних властивостей.

4.2 Розрахунок витрат на проведення НДР

4.2.1 Витрати на оплату праці

Основна заробітна плата виконавців дослідження (без урахування премій та інших додаткових виплат із прибутку) визначається на підставі трудомісткості окремих видів робіт за темою (табл. 4.1) [28].

Таблиця 4.1 – Трудомісткість робіт по темі

Найменування робіт по темі дослідження	Трудомісткість за виконавцями, людино-днів				
	Доцент	Старший науковий співробітник	Інженер-дослідник	Технік	Лаборант
1. Одержання зразків у литому стані	-	-	3	2	-
2. Літературний огляд	-	2	6	-	-
3. Шліфівка поверхні зразків, зважування, металографічні дослідження	-	2	2	2	2
4. Проведення окиснення	-	1	1	-	1
5. Рентгеноструктурний аналіз сплавів у вихідному стані та після окиснення	2	-	2	-	-
6. Написання звіту	-	3	8	-	-
7. Написання диплому	-	-	12	-	-
Разом за виконавцями теми	2	8	34	4	3

Відповідні посадові оклади безпосередніх виконавців наведено у таблиці 4.2

Таблиця 4.2 – Розрахунок витрат на оплату праці

Посади виконавців теми	Планова трудомісткість, люд-днів	Заробітна плата, грн		
		Посадовий місячний склад	Середньоденна зарплата	Усього за виконавцями
Доцент	2	23 055,97	1 087,6	2175,2
Старший науковий співробітник	8	26 253,8	1 238,4	9 907,2
Інженер-дослідник	34	9 595,7	452,6	15 374,8
Технік	4	11 069,13	522,1	2 088,4
Лаборант	3	11 357,35	535,7	1 607,1
Разом оплата праці з теми				31152,7

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 % [28]. Також потрібно врахувати загальні витрати на оплату праці.

Наразі ЄСВ буде становити:

$$\text{ЄСВ} = 31152,7 \cdot 0,22 = 6\,853,594 \text{ грн.}$$

4.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень

У цій статті проводиться розрахунок вартості всіх матеріалів, які будуть використані під час виконання НДР, з урахуванням вартості зворотних відходів. Оскільки всі матеріали надаються Інститутом проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, а інформація про їхню собівартість відсутня, витрати на матеріали до калькуляції не включаються.

4.2.4 Енергоносії для проведення досліджень

Всі роботи виконуватимуться в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. Основними енерговитратними процесами є аргонно-дугова плавка сплавів, проведення рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі Rigaku Ultima IV, дослідження мікроструктури за допомогою електронного мікроаналізатора JEOL Superprobe, а також високотемпературні випробування на окиснення в електричній печі опору. Проте через відсутність точних даних щодо обсягів споживання енергії та неможливість контролювати ці витрати, енерговитрати до калькуляції не включаються.

4.2.5 Витрати на спеціальне обладнання

Оскільки все необхідне обладнання для проведення досліджень знаходиться в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України та на кафедрі фізичного матеріалознавства і термічної обробки металів, витрати на оренду спеціального обладнання до калькуляції не включаються.

4.2.6 Вартість послуг сторонніх організацій

Виконання всіх необхідних робіт здійснюється власними силами та ресурсами Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН

України. У зв'язку з цим витрати на оплату послуг сторонніх організацій не плануються.

4.2.7 Витрати на службові відрядження

Усі експериментальні дослідження проводились на базі Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, тому витрати на відрядження до калькуляції не включаються.

4.2.8 Інші прямі невраховані витрати

У цій статті поєднуються всі витрати на проведення НДР, що не увійшли до попередніх статей. При проведенні даної роботи інші прямі невраховані витрати приймаються на рівні 10 % від суми врахованих витрат на виконання НДР [28]:

$$I_{\text{в}} = (\text{ЗП} + \text{ЄСВ}) \cdot 0,1, \quad (4.2)$$

Наразі $I_{\text{в}}$ буде становити:

$$I_{\text{в}} = (31\,152,7 + 6\,853,594) \cdot 0,1 = 3\,800,63 \text{ грн.}$$

4.2.9 Накладні витрати

Накладні витрати враховуються у складі кошторисної вартості науково-дослідної роботи відповідно до встановлених нормативів організації, на базі якої проводяться дослідження. До даної статті витрат належать витрати на управління та обслуговування діяльності організації, проведення винахідницької та раціоналізаторської роботи, амортизацію основних фондів,

забезпечення науково-технічною інформацією, створення безпечних умов праці, оплату банківських послуг, а також сплату податків, зборів та інших обов'язкових платежів.

При виконанні даної науково-дослідної роботи накладні витрати приймаються у розмірі 20 % від суми прямих витрат на проведення дослідження [28].

$$H_v = (ЗП + ЄСВ + I_v) \cdot 0,2, \quad (4.3)$$

Наразі H_v буде становити:

$$H_v = (31\,152,7 + 6\,853,594 + 3\,800,63) \cdot 0,2 = 8361,39 \text{ грн.}$$

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. 4.3) [28].

Таблиця 4.3 – Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

Найменування статей витрат	Сума, грн	Обґрунтування
Витрати на оплату праці	31 152,7	Відповідно до розрахунків
Єдиний соціальний внесок	6 853,594	22 % від загальних витрат на оплату праці

Продовження таблиці 4.3

Найменування статей витрат	Сума, грн	Обґрунтування
Матеріали для проведення досліджень	-	Відповідно до розрахунків (включаються у статтю накладні витрати)
Енергоносії для проведення досліджень	-	Відповідно до розрахунків (включаються у статтю накладні витрати)
Спецобладнання для наукових цілей	-	Відповідно до розрахунків (включаються у статтю накладні витрати)
Вартість послуг сторонніх організацій	-	За договором із сторонніми організаціями (включаються у статтю накладні витрати)
Витрати на службові відрядження	-	Відповідно до розрахунків (не передбачено)
Інші невраховані прямі витрати по темі	3 800,63	10 % від суми прямих розрахованих витрат по темі
Накладні витрати	8 361,39	Відповідно до нормативів організації-виконавця теми (20 % від суми)
Усього витрат по темі	50 168,31	Сума попередніх статей

4.3 Науково-технічна ефективність НДР

Оцінка очікуваної науково-технічної ефективності науково-дослідної роботи здійснюється з метою визначення доцільності її виконання та перспектив практичного використання отриманих результатів. Найбільш обґрунтовано така оцінка може бути проведена для робіт, спрямованих на

створення нових матеріалів, удосконалення їх властивостей або розроблення нових технологічних рішень [27].

Оскільки дана робота присвячена дослідженню впливу легувальних елементів на фазовий склад, мікроструктуру та жаростійкість високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi, її результати можуть бути використані при створенні нових жаростійких матеріалів для високотемпературних умов експлуатації.

Для оцінювання науково-технічної ефективності роботи використовується бальна система, яка враховує такі показники: важливості розробки (K_1), можливості практичного використання отриманих результатів (K_2), теоретичному значенні та рівні новизни (K_3), а також складності проведеного дослідження (K_4) [28].

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;

Коефіцієнт K_2 може приймати такі значення:

- а) результати розробки можна використати тільки в 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;
- г) 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, методика тощо – 6 балів;
- г) 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;

Загальна бальна оцінка (Б) вираховується перемноженням коефіцієнтів.

$$Б = K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4 \quad (4.4)$$

В нашому випадку бальна оцінка ефективності згідно таблиці 4.4 становить:

$$Б = 5 \cdot 10 \cdot 3 \cdot 5 = 750$$

Умовний ефект НДР розраховується за формулою:

$$E_{\text{НДР}}^y = 500 \cdot Б - E_{\text{Н}} \cdot B_{\text{НДР}}, \quad (4.5)$$

де 500 – умовна вартість одного балу;

$E_{\text{Н}}$ – нормативний коефіцієнт економічної ефективності (може бути в межах (0,1–0,3));

$B_{\text{НДР}}$ – сумарні витрати на виконання НДР (табл. 4.3).

У нашій роботі умовний ефект виконання НДР (табл. 4.4) буде становити:

$$E_{\text{НДР}} = 500 \cdot 750 - 0,25 \cdot 50\,168,31 = 362\,457,92 \text{ грн.}$$

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:

$$E_e = \frac{E_{\text{НДР}}}{B_{\text{НДР}}}, \quad (4.6)$$

У нашій роботі E_e буде становити:

$$E_e = \frac{362\,457,92}{50\,168,31} = 7,22.$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності науково-дослідної роботи становить 7,22 (перевищує одиницю), що свідчить про доцільність її виконання.

Таблиця 4.4 – Бальна оцінка ефективності НДР

Показник оцінки ефективності НДР	Умовне позначення показника	Характеристики даної роботи	Кількість балів
1. Важливість розробки	K ₁	Робота являє собою частину відомчої програми	5
2. Можливість використання результатів розробки	K ₂	Результатами розробки можуть користуватися в масштабах однієї галузі.	10
3. Теоретична значимість та рівень новизни розробки	K ₃	Під час виконання роботи отримана нова інформація, яка доповнює уявлення про сутність досліджуваних процесів.	3
4. Складність дослідження	K ₄	Роботу виконує один підрозділ, витрати від 50 000 до 100 000 гривень.	5

4.4 Висновки до розділу 4

Організаційно-економічна частина роботи підтверджує наукову та практичну доцільність проведення досліджень високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi. Виконаний аналіз витрат на проведення науково-дослідної роботи дозволив оцінити необхідні ресурси для виконання досліджень та визначити основні складові кошторисної вартості роботи.

Отримані результати досліджень мають важливе науково-технічне значення, оскільки дозволяють розширити уявлення про вплив легувальних елементів на фазовий склад, мікроструктуру та жаростійкість

високоентропійних сплавів. Практичне використання результатів роботи сприятиме розробці нових матеріалів із підвищеною стійкістю до високотемпературного окиснення та покращеними експлуатаційними характеристиками [27].

Впровадження результатів досліджень може сприяти підвищенню надійності та довговічності елементів конструкцій, що працюють в умовах високих температур, зменшенню експлуатаційних витрат та підвищенню ефективності використання матеріалів у промисловості. Крім того, результати роботи мають перспективи застосування в енергетичній, авіаційній та машинобудівній галузях, що підкреслює їх актуальність та практичну цінність.

5 ОХОРОНА ПРАЦІ

Під час виконання науково-дослідних робіт особливого значення набуває забезпечення безпечних та здорових умов праці. Охорона праці являє собою систему правових, соціально-економічних, організаційно-технічних, санітарно-гігієнічних та лікувально-профілактичних заходів і засобів, спрямованих на збереження життя, здоров'я та працездатності людини в процесі трудової діяльності відповідно до Закону України «Про охорону праці» [29].

Створення безпечного робочого середовища є необхідною умовою якісного виконання наукових досліджень. Дотримання вимог охорони праці дозволяє знизити ризик виробничого травматизму, професійних захворювань та негативного впливу шкідливих виробничих факторів на працівників, а також сприяє підвищенню ефективності та надійності виконання експериментальних робіт.

У даній роботі розглядаються питання охорони праці під час дослідження фазового складу, мікроструктури та жаростійкості високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi. Особлива увага приділяється безпечній роботі з лабораторним обладнанням, зокрема рентгенівським дифрактометром, електронним мікроаналізатором та високотемпературними печами, а також аналізу умов праці в лабораторних приміщеннях, де проводилися експериментальні дослідження.

5.1 Правові та організаційні основи охорони праці на підприємстві

Основним нормативно-правовим документом, який регулює питання охорони праці в Україні, є Закон України «Про охорону праці». Відповідно до статті 13 цього Закону роботодавець зобов'язаний забезпечити на кожному робочому місці умови праці, що відповідають вимогам чинних нормативно-правових актів, а також гарантувати дотримання прав працівників у сфері охорони праці.

Водночас працівники зобов'язані дотримуватись вимог нормативно-правових актів з охорони праці, правил поводження з обладнанням, засобами індивідуального та колективного захисту, а також виконувати вимоги інструкцій з охорони праці відповідно до статті 14 Закону України «Про охорону праці» [29].

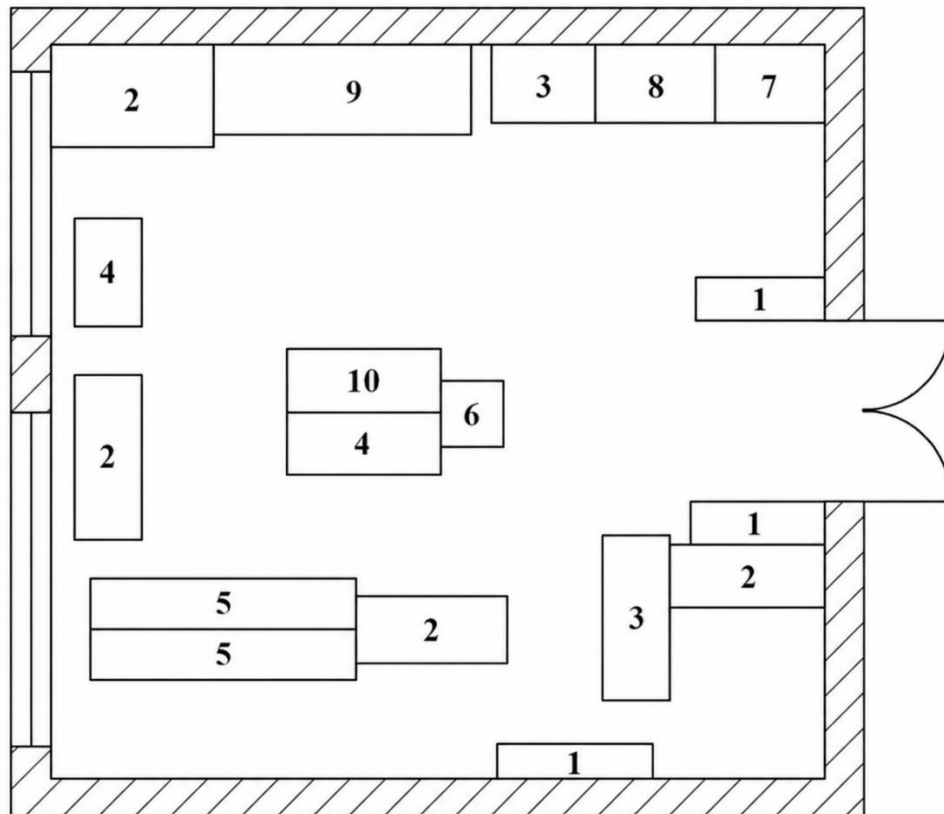
Згідно зі статтею 15 Закону України «Про охорону праці» [29], на підприємствах, установах та організаціях з чисельністю працівників понад 50 осіб створюється служба охорони праці, діяльність якої спрямована на організацію безпечних умов праці, проведення інструктажів, контроль дотримання вимог безпеки та профілактику виробничого травматизму.

Дослідження, результати яких наведені в даній роботі, виконувались на базі Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. Під час проведення експериментальних досліджень працівники та здобувачі освіти зобов'язані проходити відповідні інструктажі з охорони праці та дотримуватись вимог безпеки під час роботи з лабораторним обладнанням, зокрема рентгенівським дифрактометром, електронним мікроаналізатором і високотемпературними печами.

Дотримання вимог чинного законодавства та нормативних документів з охорони праці є необхідною умовою безпечного виконання науково-дослідних робіт і забезпечення належного рівня захисту працівників від потенційно небезпечних та шкідливих виробничих факторів.

5.2 Аналіз параметрів приміщення

Дослідження, пов'язані з вивченням фазового складу, мікроструктури та жаростійкості високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi, виконувались у дослідницькій лабораторії Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. Схематичний план лабораторного приміщення наведено на рисунку 5.1.



1 – шафи; 2 – робоче місце з персональним комп'ютером; 3 – робочий стіл;
 4 – робоче місце з обладнанням, яке не використовується у цьому дослідженні; 5 – інше обладнання, не пов'язане з дослідженням;
 6 – холодильник;

7 – раковина з краном; 8 – шафа з вентиляцією та електричною піччю;
 9 – оптичний мікроскоп МІМ-9; 10 – робоче місце з твердоміром ПМТ-3.

Рисунок 5.1 – Схематичне зображення лабораторії ІПМ НАНУ.

Геометричні розміри лабораторії становлять: ширина – 6 м, довжина – 6 м, висота – 3,2 м.

Площа приміщення: $S = a \cdot b = 6 \cdot 6 = 36 \text{ м}^2$.

Об'єм лабораторії: $V = a \cdot b \cdot c = 6 \cdot 6 \cdot 3,2 = 115,2 \text{ м}^3$

У лабораторії одночасно можуть перебувати та виконувати роботи чотири особи.

Таким чином, на одного працівника припадає 9 м² площі та 28,8 м³ об'єму приміщення. Отримані значення відповідають вимогам ДСанПіН 3.3.2.007-98 [30], згідно з якими для приміщень, обладнаних персональними електронно-обчислювальними машинами, площа на одного працівника повинна становити не менше 6 м², а об'єм приміщення – не менше 20 м³.

5.3 Аналіз мікроклімату в робочій зоні приміщення

Для оцінки умов праці в лабораторному приміщенні необхідно проаналізувати основні параметри мікроклімату, до яких належать температура повітря, відносна вологість, швидкість руху повітря, температура поверхонь обладнання та інтенсивність теплового випромінювання. Від зазначених параметрів залежить самопочуття працівників, їх працездатність та безпека під час виконання науково-дослідних робіт.

Робота, що виконується під час дослідження фазового складу, мікроструктури та жаростійкості високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi, належить до категорії Іб. Дана категорія включає легкі роботи, що виконуються переважно сидячи або стоячи та супроводжуються незначними фізичними навантаженнями і переміщенням у межах робочої зони. Енерговитрати працівника при цьому становлять до 150 ккал/год.

Лабораторне приміщення обладнане системою водяного опалення та загальнообмінною вентиляцією, що забезпечує підтримання необхідних параметрів мікроклімату протягом року.

Результати вимірювання параметрів мікроклімату в лабораторії Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України наведені в таблиці 5.1. Порівняння отриманих значень із нормативними вимогами ДСН 3.3.6.042-99 [31] показує, що температура повітря, відносна вологість та швидкість руху повітря знаходяться в допустимих межах для даної категорії робіт.

Таблиця 5.1 – Значення параметрів мікроклімату в лабораторії

Категорія робіт	Параметр мікроклімату	Період року	Нормовані значення		Дані виміри	Висновок
			Оптимальне	Допустиме		
Легка Іб	Температура, °С	Теплий	21-23	18-27	23	Оптимально
		Холодний	18-20	17-23	17	Допустимо
	Відносна вологість повітря, %	Теплий	40-60	65	52	Оптимально
		Холодний	30-40	75	43	Оптимально
	Швидкість руху повітря, м/с	Теплий	0,2	0,2-0,4	0,12	Допустимо
		Холодний	0,2	≤ 0,3	0,08	Оптимально

5.4 Аналіз освітленості приміщення

Освітлення робочих приміщень є одним із найважливіших факторів виробничого середовища, що впливає на працездатність людини, точність виконання робіт та стан органів зору. Недостатня освітленість робочої зони призводить до підвищеного зорового навантаження, швидкої втомлюваності працівників, зниження продуктивності праці та збільшення ймовірності помилок під час виконання робіт. Надмірна освітленість також може негативно впливати на працівників, викликаючи дискомфорт і зорове перевантаження.

Залежно від джерела світла освітлення поділяється на природне, штучне та суміщене. Природне освітлення може бути бічним, верхнім або

комбінованим, тоді як штучне освітлення забезпечується електричними джерелами світла. Найбільш ефективним для виробничих і лабораторних приміщень є суміщене освітлення, яке дозволяє підтримувати необхідний рівень освітленості незалежно від часу доби та погодних умов.

Роботи, пов'язані з дослідженням фазового складу, мікроструктури та жаростійкості високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi, належать до зорових робіт середньої точності. Під час виконання експериментальних досліджень необхідно забезпечити достатній рівень освітленості для роботи з лабораторним обладнанням, підготовки зразків та обробки отриманих результатів.

У лабораторії використовується суміщена система освітлення. Природне освітлення забезпечується через бічні вікна, розташовані на зовнішній стіні приміщення. У денний час природне освітлення забезпечує комфортні умови праці та дозволяє зменшити споживання електроенергії. Для роботи у вечірній час та за недостатнього природного освітлення застосовується система штучного освітлення.

Світильники загального освітлення рівномірно розміщені у верхній частині приміщення, що забезпечує рівномірний розподіл світлового потоку по всій робочій зоні та виключає утворення різких тіней. Така система освітлення відповідає вимогам чинних нормативних документів і створює безпечні та комфортні умови праці під час проведення науково-дослідних робіт.

5.5 Аналіз впливу інфрачервоного випромінювання та високих температур

Під час виконання досліджень жаростійкості високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi використовувалася електрична піч опору для проведення високотемпературних випробувань зразків. Робота печі при

температурах (800–1000) °C супроводжується виділенням значної кількості тепла та інфрачервоного випромінювання.

Інфрачервоне випромінювання може негативно впливати на організм людини, зокрема на органи зору, шкіру, центральну нервову та серцево-судинну системи. Тривале перебування поблизу нагрітого обладнання здатне викликати перегрівання організму, підвищену втому, теплове виснаження та опіки.

Для зменшення впливу високих температур і теплового випромінювання необхідно:

- використовувати піч лише у справному технічному стані;
- відкривати робочу камеру печі тільки після досягнення безпечних умов виконання операцій;
- не торкатися нагрітих деталей і елементів обладнання незахищеними руками;
- використовувати захисні окуляри під час роботи з гарячими зразками;
- проводити роботи при ввімкненій вентиляції;

Електрична піч повинна бути встановлена на негорючій поверхні та обладнана теплоізоляційним корпусом. У безпосередній близькості від печі не допускається зберігання легкозаймистих матеріалів, паперу, тканин, органічних розчинників та інших горючих речовин.

5.6 Аналіз забрудненості повітря

Вплив пилу на організм людини визначається насамперед його хімічним складом, дисперсністю та походженням. Навіть пил, що не містить токсичних компонентів, може спричиняти подразнення шкіри та слизових оболонок, а також викликати розвиток окремих захворювань шкіри. У разі потрапляння пилових частинок до органів дихання зростає ризик виникнення професійних захворювань, зокрема пневмоконіозу та інших патологій дихальної системи.

Оцінювання чистоти повітряного середовища лабораторії здійснюється за вмістом завислих частинок пилу та концентрацією шкідливих речовин у робочій зоні. Для забезпечення безпечних умов праці проводиться контроль повітря на наявність потенційно небезпечних домішок.

Для захисту органів дихання під час виконання робіт рекомендується використовувати протипилові респіратори. Видалення пилу та інших шкідливих речовин із робочої зони забезпечується механічною витяжною вентиляцією марки С4.70-3.2, згідно з нормами (ДСанПіН 3.3.6.096-2002) [32].

5.6.1 Аналіз забрудненості повітря робочої зони

Під час проведення експериментальних досліджень можливе утворення пилу порошкових матеріалів, випаровувань етилового спирту, а також газоподібних продуктів, що виділяються в процесі термічної обробки, піролізу прекерамічних покриттів та високотемпературного окиснення зразків. З метою забезпечення безпечних умов праці та зниження вмісту шкідливих речовин у повітрі робочої зони лабораторія обладнана системою місцевої витяжної вентиляції.

Місцева витяжна вентиляція призначена для ефективного видалення забрудненого повітря безпосередньо в місцях утворення шкідливих виділень. Використання такої системи сприяє запобіганню поширенню небезпечних речовин у приміщенні та забезпечує дотримання вимог безпеки під час виконання лабораторних робіт. Схему місцевої витяжної вентиляції наведено на рисунку 5.2.

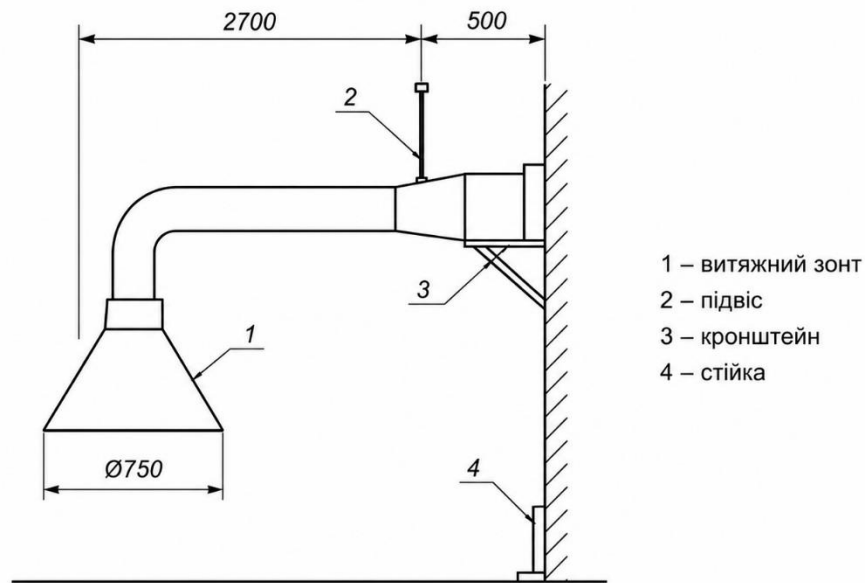


Рисунок 5.2 – Схема місцевої витяжної вентиляції

Розрахунок необхідного повітрообміну місцевої витяжної вентиляції проводимо за формулою:

$$L = \pi R^2 \cdot v \cdot 3600,$$

де L – необхідний повітрообмін, $\text{м}^3/\text{год}$;

R – радіус повітропроводу, м ;

v – швидкість руху повітря у відгалуженні повітропроводу, $\text{м}/\text{с}$;

3600 – коефіцієнт переведення з $\text{м}^3/\text{с}$ у $\text{м}^3/\text{год}$.

Згідно зі схемою, діаметр повітропроводу становить $D = 500 \text{ мм} = 0,5 \text{ м}$, тому радіус повітропроводу дорівнює:

$$R = D / 2 = 0,5 / 2 = 0,25 \text{ м}$$

При нормативній швидкості руху повітря у відгалуженні повітропроводу $v = 4 \text{ м}/\text{с}$ необхідний повітрообмін становить:

$$L = 3,14 \cdot 0,25^2 \cdot 4 \cdot 3600 = 2826 \text{ м}^3/\text{год}.$$

Таким чином, для забезпечення ефективного видалення забрудненого повітря із робочої зони лабораторії необхідна продуктивність місцевої витяжної вентиляції повинна становити близько 2826 м³/год. Застосування вентиляційної системи з таким повітрообміном забезпечує зниження концентрації пилу порошкових матеріалів, випарів органічних сполук та газоподібних продуктів, що утворюються під час термічної обробки. Це сприяє покращенню умов праці та підвищенню рівня безпеки персоналу під час проведення експериментальних досліджень.

5.7 Аналіз шуму та вібрації

Джерелами шуму в лабораторному приміщенні є вентиляційна система, електричні печі, шліфувально-полірувальне обладнання та інші допоміжні установки, що використовуються під час проведення досліджень. Під час підготовки металографічних зразків шум і вібрація виникають переважно в процесі роботи шліфувальних та полірувальних машин.

Тривалий вплив шуму може спричиняти швидку втому, зниження працездатності, погіршення концентрації уваги та негативно впливати на нервову систему людини. Вібрація також є небажаним фактором, оскільки викликає дискомфорт під час роботи та може знижувати точність виконання лабораторних операцій.

Для зменшення негативного впливу шуму та вібрації необхідно:

- використовувати обладнання, що перебуває у справному технічному стані;
- встановлювати джерела підвищеної вібрації на вібропоглинальних опорах;
- обмежувати тривалість безперервної роботи зі шліфувально-полірувальним обладнанням;
- за необхідності застосовувати засоби індивідуального захисту органів слуху;

– проводити регулярне технічне обслуговування вентиляційних систем та лабораторного обладнання.

5.8 Електробезпека

У лабораторії використовується електрообладнання, що працює від мережі змінного струму напругою 220 В. До нього належать електричні печі опору, рентгенівський дифрактометр, електронний мікроаналізатор, вентиляційне обладнання, комп'ютерна техніка та інші допоміжні прилади.

Основними причинами ураження електричним струмом є пошкодження ізоляції струмопровідних елементів, несправність електричних розеток і вимикачів, відсутність або несправність захисного заземлення, а також недотримання правил експлуатації електрообладнання.

Для забезпечення безпечних умов праці необхідно:

- перед початком роботи перевіряти справність електрообладнання та цілісність кабелів живлення;
- не використовувати прилади з пошкодженою ізоляцією або ознаками несправності;
- не торкатися електрообладнання вологими руками;
- не допускати перевантаження електромережі;
- забезпечувати справність системи захисного заземлення;
- вимикати обладнання після завершення роботи;
- у разі виявлення запаху горілої ізоляції, перегрівання або інших ознак несправності негайно припинити експлуатацію обладнання та повідомити відповідальну особу.

За нормальних умов експлуатації лабораторне приміщення належить до приміщень без підвищеної небезпеки ураження електричним струмом. Водночас під час роботи з електричними печами та іншим енергоємним обладнанням необхідно суворо дотримуватися вимог електробезпеки, оскільки можливе одночасне виникнення електричної та термічної небезпеки.

5.9 Пожежна безпека

Лабораторне приміщення, у якому проводилися експериментальні дослідження, розташоване в будівлі I ступеня вогнестійкості. Під час виконання роботи використовувалися електричні печі опору, рентгенівський дифрактометр, електронний мікроаналізатор, шліфувально-полірувальне обладнання, комп'ютерна техніка та інші допоміжні прилади.

Відповідно до вимог НАПБ Б.03.002-2007 [33], окремі ділянки лабораторії можуть належати до різних категорій пожежної небезпеки залежно від характеру виконуваних робіт. Зона, у якій проводяться високотемпературні випробування зразків у електричних печах, належить до категорії Г, оскільки технологічний процес супроводжується виділенням тепла та експлуатацією нагрітого обладнання.

У процесі підготовки зразків також використовуються окремі горючі матеріали та речовини, зокрема етиловий спирт для очищення й знежирення поверхні зразків, полірувальні матеріали, папір та інші допоміжні речовини. У зв'язку з цим окремі ділянки лабораторії можуть бути віднесені до категорії В за пожежною небезпекою.

З урахуванням наявності електрообладнання, горючих матеріалів та речовин загальну категорію пожежної небезпеки лабораторного приміщення доцільно прийняти як категорію В.

Клас вибухонебезпечної зони для даного приміщення не встановлюється, оскільки під час виконання досліджень не утворюються вибухонебезпечні концентрації газів, парів або пилу. Водночас відповідно до ДНАОП 0.00-1.32-01 [34] пожежонебезпечну зону можна віднести до класу П-Па, оскільки в лабораторії експлуатується електрообладнання за наявності твердих горючих та важкогорючих матеріалів.

Для забезпечення пожежної безпеки лабораторія обладнана первинними засобами пожежогасіння, а також забезпечена планом евакуації працівників на

випадок пожежі чи іншої надзвичайної ситуації. Схема евакуації з лабораторії та поверху наведена на рисунку 5.2.

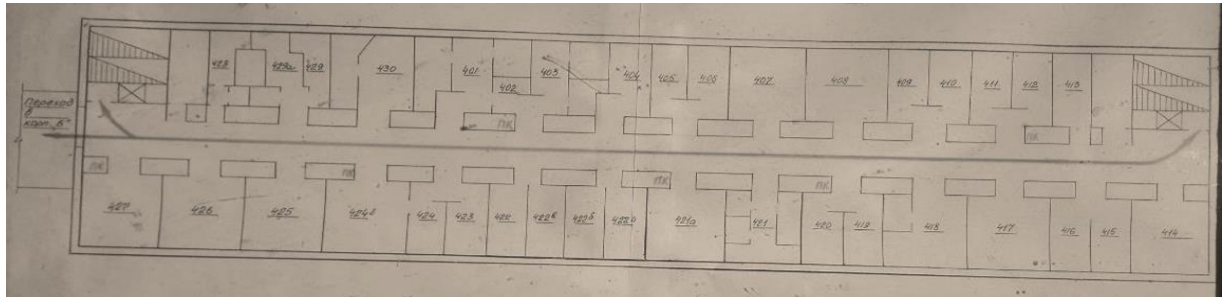


Рисунок 5.2 – План евакуації людей на випадок небезпеки, корпус В, поверх 4

У разі виникнення пожежі в лабораторії передбачено використання вуглекислотного вогнегасника типу ОУ-2, який розміщений у доступному місці. Даний вогнегасник призначений для ліквідації загорянь електрообладнання, що перебуває під напругою, та є ефективним при виникненні коротких замикань в електромережі.

Крім первинних засобів пожежогасіння, приміщення обладнане автоматичною пожежною сигналізацією комбінованого типу, яка забезпечує своєчасне виявлення загоряння за рахунок контролю температури повітря та наявності диму.

Для забезпечення належного рівня пожежної безпеки в лабораторії передбачено:

- дотримання правил експлуатації електрообладнання;
- проведення первинного та періодичного протипожежного інструктажу працівників;
- заборону паління за межами спеціально відведених місць;
- забезпечення приміщення засобами виявлення та гасіння пожеж;
- підтримання вільного доступу до евакуаційних виходів і засобів пожежогасіння.

5.10 Висновки до розділу

У розділі проведено аналіз умов праці під час виконання досліджень жаростійкості високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi. Розглянуто основні виробничі фактори, які можуть впливати на безпеку працівників, зокрема параметри мікроклімату, освітленість робочої зони, вплив інфрачервоного випромінювання та високих температур, забрудненість повітря, шум і вібрацію, питання електро- та пожежної безпеки.

Встановлено, що параметри робочого середовища лабораторії відповідають вимогам чинних нормативних документів та забезпечують безпечні умови праці для виконання експериментальних досліджень. Для зниження впливу потенційно небезпечних факторів передбачено використання систем вентиляції, засобів індивідуального захисту, захисного обладнання, а також організаційних заходів щодо безпечної експлуатації лабораторних установок.

Дотримання вимог охорони праці, електробезпеки та пожежної безпеки під час проведення досліджень дозволяє мінімізувати ризик виникнення аварійних ситуацій, зберегти здоров'я працівників та забезпечити належні умови для якісного виконання науково-дослідної роботи.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

За результатами проведених досліджень встановлено, що фазовий склад дослідних високоентропійних сплавів суттєво залежить від значення концентрації валентних електронів (VEC) та хімічного складу сплавів. Для сплавів CrFeCoNiTi_{0.3} та CrFeCoNiMn зі значеннями VEC 7,92 ел/ат та 8 ел/ат характерним є формування однофазної ГЦК структури. При заміні Mn на Mo або V спостерігається зменшення значення VEC до 7,8 ел/ат та 7,6 ел/ат відповідно, що супроводжується утворенням σ -фази. Крім того, у сплаві CrFeCoNiMo встановлено формування μ -фази типу Fe₃Mo₂.

Встановлено, що введення до сплаву CrFeCoNiMn молібдену призводить до формування трифазної структури ГЦК+ОЦК+ σ при значенні VEC=7,64 ел/ат. Для сплаву CrFeCoNiCuNb зі значенням VEC=8,13 ел/ат характерним є утворення двофазної структури типу ГЦК+C14.

Дослідження кінетики окиснення при температурі 900 °C протягом 10 годин показало, що жаростійкість дослідних сплавів суттєво залежить від їх легування та фазового складу. Найвищу стійкість до високотемпературного окиснення показав сплав CrFeCoNiTi_{0.3}, для якого характерним є формування щільної окалини з високою адгезією до поверхні. Основними складовими оксидного шару є TiO₂, Fe₂O₃ та Fe₃O₄.

Найнижчу жаростійкість продемонстрували сплави CrFeCoNiCuNb та CrFeCoNiMn, а також сплави, леговані ванадієм і молібденом – CrFeCoNiV та CrFeCoNiMo. Водночас встановлено, що сплав CrFeCoNiMnMo характеризується підвищеною стійкістю до окиснення завдяки формуванню складної багатошарової окалини. У зовнішньому шарі окалини формується Mn₃O₄, під яким утворюється шпінель MnMoO₄, що перешкоджає випаровуванню MoO₃. У внутрішніх шарах окалини спостерігається формування оксидів (Fe,Cr)₃O₄ та Cr₂O₃, які гальмують дифузію молібдену до поверхні.

У організаційно-економічній частині роботи виконано оцінку науково-технічної ефективності проведених досліджень. Встановлено, що дослідження жаростійкості високоентропійних сплавів системи CrFeCoNi має високу наукову та практичну цінність, оскільки отримані результати можуть бути використані для подальшої розробки нових жаростійких матеріалів, призначених для експлуатації в умовах підвищених температур. За результатами бальної оцінки робота характеризується достатнім рівнем наукової новизни, практичної значущості та перспективністю подальшого використання отриманих результатів.

У розділі «Охорона праці» проведено аналіз умов праці під час виконання експериментальних досліджень. Розглянуто параметри мікроклімату, освітленості, вплив інфрачервоного випромінювання та високих температур, забрудненість повітря, рівні шуму і вібрації, а також питання електро- та пожежної безпеки. Встановлено, що за умови дотримання передбачених організаційних і технічних заходів умови праці в лабораторії відповідають вимогам чинних нормативних документів та забезпечують безпечне проведення досліджень.

CONCLUSIONS

The conducted investigations demonstrated that the phase composition of the studied high-entropy alloys strongly depends on the valence electron concentration (VEC) and chemical composition of the alloys. For the CrFeCoNiTi_{0.3} and CrFeCoNiMn alloys with VEC values of 7.92 e/atom and 8 e/atom, respectively, the formation of a single-phase FCC structure was observed. Replacing Mn with Mo or V led to a decrease in the VEC values to 7.8 e/atom and 7.6 e/atom, respectively, which was accompanied by the formation of the σ -phase. In addition, the formation of the μ -phase of the Fe₃Mo₂ type was detected in the CrFeCoNiMo alloy.

It was established that alloying the CrFeCoNiMn alloy with molybdenum results in the formation of a three-phase FCC+BCC+ σ structure at VEC = 7.64 e/atom. The CrFeCoNiCuNb alloy with VEC = 8.13 e/atom is characterized by the formation of a two-phase FCC+C14 structure.

Investigation of oxidation kinetics at 900 °C for 10 hours showed that the oxidation resistance of the studied alloys significantly depends on alloying elements and phase composition. The CrFeCoNiTi_{0.3} alloy exhibited the highest resistance to high-temperature oxidation due to the formation of a dense oxide scale with high adhesion to the surface. The oxide layer mainly consisted of TiO₂, Fe₂O₃, and Fe₃O₄.

The lowest oxidation resistance was observed for the CrFeCoNiCuNb and CrFeCoNiMn alloys, as well as for the V- and Mo-containing alloys CrFeCoNiV and CrFeCoNiMo. At the same time, the CrFeCoNiMnMo alloy demonstrated improved oxidation resistance due to the formation of a complex multilayer oxide scale. The outer oxide layer consisted mainly of Mn₃O₄, beneath which the MnMoO₄ spinel phase was formed, preventing the evaporation of MoO₃. In the inner oxide layers adjacent to the alloy matrix, the formation of (Fe,Cr)₃O₄ and Cr₂O₃ oxides was observed, which inhibited the diffusion of molybdenum toward the surface.

In the organizational and economic section of the work, an assessment of the scientific and technical efficiency of the conducted research was performed. It was established that the investigation of the oxidation resistance of CrFeCoNi-based

high-entropy alloys has significant scientific and practical value, since the obtained results can be used in the development of new heat-resistant materials intended for operation under elevated-temperature conditions. According to the performed evaluation, the research is characterized by a sufficient level of scientific novelty, practical significance, and potential for further application of the obtained results.

In the occupational health and safety section, an analysis of working conditions during the experimental investigations was carried out. Particular attention was paid to microclimate parameters, workplace lighting, the influence of infrared radiation and elevated temperatures, air contamination, noise and vibration levels, as well as electrical and fire safety issues. It was determined that, provided the prescribed organizational and technical safety measures are followed, the laboratory working conditions comply with current regulatory requirements and ensure the safe performance of experimental research.

СПИСОК ДЖЕРЕЛ

1. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes [Електронний ресурс] / J. W. Yeh [et al.] // Advanced Engineering Materials. – 2004. – Vol. 6, № 5. – P. 299–303. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1002/adem.200300567> (дата звернення: 20.04.2026). – Назва з екрана.
2. GUO S. Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase [Електронний ресурс] / Sheng GUO, C. T. LIU // Progress in Natural Science: Materials International. – 2011. – Vol. 21, № 6. – P. 433–446. – Режим доступу: [https://doi.org/10.1016/s1002-0071\(12\)60080-x](https://doi.org/10.1016/s1002-0071(12)60080-x) (дата звернення: 21.04.2026). – Назва з екрана.
3. Tsai K. Y. Sluggish diffusion in Co–Cr–Fe–Mn–Ni high-entropy alloys [Електронний ресурс] / K. Y. Tsai, M. H. Tsai, J. W. Yeh // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61, № 13. – P. 4887–4897. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.04.058> (дата звернення: 22.04.2026). – Назва з екрана.
4. Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys [Електронний ресурс] / Y. Zhang [et al.] // Advanced Engineering Materials. – 2008. – Vol. 10, № 6. – P. 534–538. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1002/adem.200700240> (дата звернення: 23.04.2026). – Назва з екрана.
5. Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu–Ni–Al–Co–Cr–Fe–Si alloy systems with multi-principal elements [Електронний ресурс] / Jien-Wei Yeh [et al.] // Materials Chemistry and Physics. – 2007. – Vol. 103, № 1. – P. 41–46. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2007.01.003> (дата звернення: 24.04.2026). – Назва з екрана.

6. Miracle D. B. A critical review of high entropy alloys and related concepts [Електронний ресурс] / D. B. Miracle, O. N. Senkov // *Acta Materialia*. – 2017. – Vol. 122. – P. 448–511. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081> (дата звернення: 25.04.2026). – Назва з екрана.

7. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys [Електронний ресурс] / B. Cantor [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – Vol. 375-377. – P. 213–218. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257> (дата звернення: 26.04.2026). – Назва з екрана..

8. Guo S. Phase selection rules for cast high entropy alloys: an overview [Електронний ресурс] / S. Guo // *Materials Science and Technology*. – 2015. – Vol. 31, № 10. – P. 1223–1230. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1179/1743284715y.0000000018> (дата звернення: 27.04.2026). – Назва з екрана.

9. More than entropy in high-entropy alloys: Forming solid solutions or amorphous phase [Електронний ресурс] / Sheng Guo [et al.] // *Intermetallics*. – 2013. – Vol. 41. – P. 96–103. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2013.05.002> (дата звернення: 28.04.2026). – Назва з екрана.

10. George E. P. High-entropy alloys [Електронний ресурс] / Easo P. George, Dierk Raabe, Robert O. Ritchie // *Nature Reviews Materials*. – 2019. – Vol. 4, № 8. – P. 515–534. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1038/s41578-019-0121-4> (дата звернення: 29.04.2026). – Назва з екрана.

11. Microstructure and properties of Ti-containing CrFeCoNi high entropy alloys / Tong Y., [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 782. – P. 1034–1045. (дата звернення: 30.04.2026)

12. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy [Електронний ресурс] /

F. Otto [et al.]. – 2013. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.06.018> (дата звернення: (дата звернення: 01.05.2026)). – Назва з екрана.

13. Effect of Mn and V on structure and mechanical properties of high-entropy alloys based on CoCrFeNi system [Електронний ресурс] / G. A. Salishchev [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 591. – P. 11–21. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.210> (дата звернення: 02.05.2026). – Назва з екрана.

14. Phase equilibria, microstructure, and high temperature oxidation resistance of novel refractory high-entropy alloys [Електронний ресурс] / B. Gorr [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 624. – P. 270–278. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.11.012> (дата звернення: 03.05.2026). – Назва з екрана.

15. Phase separation of metastable CoCrFeNi high entropy alloy at intermediate temperatures [Електронний ресурс] / Feng He [et al.] // Scripta Materialia. – 2017. – Vol. 126. – P. 15–19. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.08.008> (дата звернення: 04.05.2026). – Назва з екрана.

16. Liu W. H. Precipitation hardening in CoCrFeNi-based high entropy alloys [Електронний ресурс] / W. H. Liu, T. Yang, C. T. Liu // Materials Chemistry and Physics. – 2018. – Vol. 210. – P. 2–11. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.07.037> (дата звернення: 05.05.2026). – Назва з екрана.

17. Microstructure and mechanical properties of equimolar FeCoCrNi high entropy alloy prepared via powder extrusion [Електронний ресурс] / Bin Liu [et al.] // Intermetallics. – 2016. – Vol. 75. – P. 25–30. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2016.05.006> (дата звернення: 06.05.2026). – Назва з екрана.

18. Effect of Mn and V on structure and mechanical properties of high-entropy alloys based on CoCrFeNi system [Електронний ресурс] /

G. A. Salishchev [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 591. – P. 11–21. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.210> (дата звернення: 07.05.2026). – Назва з екрана.

19. Comparison of the structure and properties of equiatomic and non-equiatomic multicomponent alloys [Електронний ресурс] / Y. Zhou [et al.] // Materials Science and Technology. – 2018. – Vol. 34, № 8. – P. 988–991. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1415016> (дата звернення: 08.05.2026). – Назва з екрана.

20. Outstanding tensile properties of a precipitation-strengthened FeCoNiCrTi_{0.2} high-entropy alloy at room and cryogenic temperatures [Електронний ресурс] / Y. Tong [et al.] // Acta Materialia. – 2019. – Vol. 165. – P. 228–240. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.11.049> (дата звернення: 09.05.2026). – Назва з екрана.

21. Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTi_x with excellent room-temperature mechanical properties [Електронний ресурс] / Y. J. Zhou [et al.] // Applied Physics Letters. – 2007. – Vol. 90, № 18. – P. 181904. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1063/1.2734517> (дата звернення: 11.05.2026). – Назва з екрана.

22. Effect of Cu content on the microstructure and mechanical properties of Fe₂₀Co₃₀Ni₁₀Cr₂₀Mn₂₀ FCC-typed HEAs [Електронний ресурс] / Yongtai Wu [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2024. – Vol. 897. – P. 146336. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146336> (дата звернення: 12.05.2026). – Назва з екрана.

23. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications [Електронний ресурс] / B. Gludovatz [et al.] // Science. – 2014. – Vol. 345, № 6201. – P. 1153–1158. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1126/science.1254581> (дата звернення: 13.05.2026). – Назва з екрана.

24. High-Temperature Oxidation of High-Entropy AlCrFeCoNiMn_x Alloys [Електронний ресурс] / O. A. Rokytska [et al.] // Powder Metallurgy and Metal

Ceramics. – 2023. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1007/s11106-023-00399-w> (дата звернення: 13.05.2026). – Назва з екрана.

25. Criterion for Sigma Phase Formation in Cr- and V-Containing High-Entropy Alloys [Електронний ресурс] / Ming-Hung Tsai [et al.] // Materials Research Letters. – 2013. – Vol. 1, № 4. – P. 207–212. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1080/21663831.2013.831382> (дата звернення: 13.05.2026). – Назва з екрана.

26. A second criterion for sigma phase formation in high-entropy alloys [Електронний ресурс] / Ming-Hung Tsai [et al.] // Materials Research Letters. – 2015. – Vol. 4, № 2. – P. 90–95. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1080/21663831.2015.1121168> (дата звернення: 13.05.2026). – Назва з екрана.

27. Козик В. В. Економіка підприємства: підручник/ Козик В.В., Смелянов О. Ю., Загорецька О. Я. – Львів: Видавництво «Новий Світ – 2000», 2025, 278 с.

28. Волкова. І. Калькуляція собівартості продукції, робіт та послуг: підручник / Волкова. І. Оксанич О., Миронова О. – Київ: Центр учбової літератури, 2023, 326 с.

29. Про охорону праці [Електронний ресурс] : Закон України від 14.10.1992 № 2694-ХІІ : чинний від 1992-10-14 ; станом на 12 верес. 2025 р. – 24 с. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/2694-12#Text> (дата звернення: 29.05.2026). – Назва з екрана.

30. ДСанПіН 3.3.2-007-98. Державні санітарні правила і норми. Гігієнічні вимоги до організації роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин. – Чинний від 1998-12-10. – Вид. офіц. – Київ : МОЗ, 1998. – 16 с.

31. ДСН 3.3.6.042-99. Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень. – Чинний від 1999-12-01. – Вид. офіц. – Київ : ГОЛОВ. ДЕРЖ. САНІТАР. ЛІКАР УКРАЇНИ, 1999. – 10 с.

32. ДСанПіН 3.3.6.096-2002. Державні санітарні норми і правила при роботі з джерелами електромагнітних полів. – Чинний від 2002-12-18. – Вид. офіц. – Київ : МОЗ, 2003. – 28 с.

33. НАПБ Б.03.002-2007. Норми визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою. – На заміну НАПБ Б.07.005-86 (ОНТП 24-86) ; чинний від 2007-12-03. – Вид. офіц. – Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2007. – 3 с.

34. ДНАОП 0.00-1.32-01. Правила будови електроустановок. Електрообладнання спеціальних установок. – Чинний від 2002-01-01. – Вид. офіц. – Київ : Міністерство праці та соціальної політики України, 2001. – 112 с