

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

**Інститут матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона
Кафедра високотемпературних матеріалів та порошкової металургії**

До захисту допущено:

Завідувач кафедри

_____ Юрій БОГОМОЛ

«__» _____ 2021 р.

**Дипломна робота
на здобуття ступеня бакалавра**

за освітньо-професійною програмою

«Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів»

спеціальності 132 «Матеріалознавство»

**на тему: «Формування структури багатокомпонентного AlFeCrTiMoCoNi
сплаву під час механічного легування»**

Виконав:

студент IV курсу, групи ФН-71

Духота Дмитро Григорович _____

Керівник:

професор, д.т.н., професор _____

Юркова О. І. _____

Консультант з розділу охорони праці:

Професор, д. т. н. , професор _____

Левченко Олег Григорович _____

Консультант з економічно-організаційного розділу:

Доцент, к. е .н., доцент, _____

Нараєвський Сергій Вікторович _____

Нормоконтроль:

Доцент, к. т. н., доцент, _____

Бірюкович Ліна Олегівна _____

Рецензент: _____

Засвідчую, що у цьому дипломному проєкті немає запозичень з
праць інших авторів без відповідних посилань.

Студент _____

Київ – 2021 року

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Інститут матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона
Кафедра високотемпературних матеріалів та порошкової металургії

Рівень вищої освіти – перший (бакалаврський)

Спеціальність – 132 «Матеріалознавство»

Освітньо-професійна програма «Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ Юрій БОГОМОЛ

«__» _____ 2021 р.

ЗАВДАННЯ

на дипломну роботу студенту

Духота Дмитро Григорович

1. Тема роботи «Формування структури багатокомпонентного AlFeCrTiMoCoNi сплаву під час механічного легування», керівник роботи Юркова Олександра Іванівна, професор, д.т.н., затверджені наказом по університету від «27» травня 2021 р. №1355-с

2. Термін подання студентом роботи 18 червня 2021р.

3. Вихідні дані до роботи: В сучасному виробництві наростає потреба в нових матеріалах, які будуть вигідними з економічної та ефективної частини. Такими матеріалами можуть виступити високоентропійні матеріали. Особливістю високоентропійних сплавів є наявності в складі 5-14 елементів, у співвідношенні близькому до еквімолярного від 5 ат.% до 35 ат.%. В результаті можемо отримати сплав, який забезпечує поєднання високих фізико-механічних

та експлуатаційних властивостей, а саме твердості, міцності, термічної стабільності, стійкості до окиснення та зносу.

4. Зміст роботи Основна частина: Вибір та обґрунтування хімічного складу ВЕС. Підготовка порошків. Отримання багатокомпонентного високоентропійного сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni методом механічного легування протягом 30 год. Дослідження етапів формування структури та фазового складу Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni сплаву на різних етапах механічного легування. Обробка експериментальних даних. Проведення обговорення результатів по виконаній роботі. Аналіз та узагальнення отриманих результатів. В економічному розділі: 1) розрахунок планових витрат на проведення наукової дипломної роботи; 2) визначення економічної ефективності НДР. В розділі охорони праці: 1) визначення правових та організаційних основ охорони праці на підприємстві; 2) аналіз параметрів мікроклімату, освітлення, рівня шуму, запиленості повітря, електробезпеки та пожежної безпеки приміщення в якому виконувалась більша частина роботи. Складання висновків за результатами виконаних досліджень.

5. Перелік ілюстративного матеріалу (із зазначенням плакатів, презентацій тощо): Актуальність роботи (слайд 2); Загальна характеристика та особливості високоентропійних сплавів (слайд 3); Умови формування твердих розчинів у ВЕС (слайд 4); Мета та основні завдання дослідження (слайд 5); Матеріали та методика проведення експерименту (слайд 6); Мікроструктура AlFeCrTiMoCoNi порошку на різних етапах механічного легування (слайд 7); Спектри рентгенівської дифракції порошкового AlFeCrTiMoCoNi сплаву на різних етапах механічного легування (слайд 8); Визначення типу кристалічної решітки твердого розчину високоентропійного сплаву AlFeCrTiMoCoNi (слайд 9); Визначення параметру кристалічної решітки ОЦК твердого розчину високоентропійного сплаву AlFeCrTiMoCoNi (слайд 10); Висновки (11).

6. Консультанти розділів роботи

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

7. Дата видачі завдання 22.03.2021 р.

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання дипломної роботи	Термін виконання етапів роботи	Примітка
1	Вибір та обґрунтування хімічного складу ВЕСів з метою отримання сплавів з підвищеними механічними характеристиками.	13.04.2021	Виконано
2	Патентно-інформаційні дослідження по темі. Написання літературного огляду.	24.04.2021	
3	Підготовка елементарних порошків	27.04.2021	
4	Механічне легування порошкової суміші системи Al-Ni-Co-Fe-Cr-Ti з проведенням контролю на різних етапах (0; 0,5; 1; 10; 20 та 30 год.).	01.05.2021	
5	Дослідження порошкового ВЕС: - виготовлення шліфів та підготовки зразків для досліджень;	08.05.2021	

Продовження календарного плану

5	– визначення фазового складу, структури, періодів кристалічних		
6	Обробка отриманих експериментальних даних.	26.05.2021	
7	Аналіз та узагальнення отриманих результатів.	31.05.2021	
8	Економічний розділ та розділ охорони праці	12.06.2021	
9	Оформлення дипломної роботи	18.06.2021	

Студент

Дмитро ДУХОТА

Керівник роботи

Олександра ЮРКОВА

Реферат

Робота містить: 88 с., 44 рис., 11 табл., 75 джерела.

ВИСОКОЕНТРОПІЙНИЙ СПЛАВ, ЕНТРОПІЯ, МЕХАНІЧНЕ ЛЕГУВАННЯ, МІКРОСТРУКТУРА, ПОРОШОК, ФАЗОВИЙ СКЛАД.

Об'єктом дослідження – багатокомпонентний високоентропійний сплав системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni

Метою роботи є дослідження особливостей формування структури, фазового складу, типу кристалічної решітки та структурного стану порошкового високоентропійного AlFeCrTiMoCoNi сплаву під час механічного легування.

Методи дослідження та апаратура: механічне легування проводили в планетарному млині. Методами рентгеноструктурного та мікроструктурного аналізу за допомогою рентгенівського дифрактометра Ultima IV, Rigaku та скануючого електронного мікроскопу з мікроаналізатором REMMA-101A.

В результаті механічного легування отримано багатокомпонентний порошковий високоентропійний AlFeCrTiMoCoNi сплав, проведено комплексне дослідження отриманих зразків на різних етапах механічного легування, визначено мікроструктуру та фазовий склад. В процесі механічного легування порошкової суміші формується твердий розчин заміщення з ОЦК кристалічною структурою, у складі сплаву також виявлено домішки карбіду вольфраму, як результат намелу. Сплав знаходиться в наноструктурному стані.

ABSTRACT

The work contains: 88 p., 44 fig., 11 tab., 75 sources.

POWDER, ENTROPY, HIGH-ENTROPY ALLOY, MECHANICAL ALLOYING, MICROSTRUCTURE, PHASE COMPOSITION

The object of the study is a multicomponent high-entropy metal alloy of the Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni-Ti system.

The aim of the work is to study the features of the formation of structure and phase composition of a powder high-entropy alloy resulted from mechanical.

Research methods and equipment: mechanical alloying (MA) was carried out in a planetary ball mill. The microstructure, chemical composition, and constituent phases of the synthesized AlNiCoFeCrTi alloy at various stages of mechanical alloying were characterized by scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction analysis, respectively, using a scanning electron microscope equipped with an energy-dispersive detector and X-ray diffractometer Ultima IV, Rigaku.

In a result of MA process multicomponent high-entropy AlNiCoFeCrTi complex study of the samples was carried out at various stages of MA, namely, microstructure, phase composition were determined. Experimental results demonstrate that the AlNiCoFeCrTi alloy is composed of substitutional solid solution with body-centered cubic (BCC) structure and almost uniform distribution of elements in its volume also, tungsten carbide impurities are revealed in the alloy composition. The alloy is in a nanostructured state.

ЗМІСТ

ВСТУП	10
1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД	11
1.1 Багатокомпонентні високоентропійні сплави. Загальна характеристика, концепція	11
1.2 Основні особливості високоентропійних сплавів, ключові ефекти	13
1.3 Умови формування фазового складу та структури ВЕС	15
1.4 Вплив елементів на структуру та фазовий склад ВЕС	19
1.5 Методи отримання ВЕС	23
1.6 Галузі застосування багатокомпонентних високоентропійних сплавів та покриттів з них	25
1.7 Використання високоентропійних сплавів в якості зв'язки в твердих сплавах та металокераміці.....	27
2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ	31
2.3 Рентгеноструктурний аналіз.....	36
2.4 Електронно-мікроскопічні дослідження.....	43
3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ	49
4 РОЗДІЛ ОХОРОНИ ПРАЦІ	55
4.1 Правові та організаційні основи охорони праці на підприємстві	55
4.2 Аналіз параметрів приміщення	57
4.3 Аналіз параметрів мікроклімату в приміщенні	59
4.5 Аналіз рівня шуму	62
4.6 Аналіз запиленості повітря	63
4.7 Електробезпека	63
4.8 Пожежна безпека	65
4.9 Висновки до розділу охорони праці	66
5 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ	66

5.1 Науково-технічна актуальність НДР	66
5.2 Розрахунок витрат на проведення НДР	67
5.2.1 Витрати на оплату праці	67
5.2.2 Єдиний соціальний внесок.....	69
5.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень	70
5.2.4 Енергоносії для проведення досліджень	71
5.2.5 Витрати на спеціальне обладнання	70
5.2.6 Вартість послуг сторонніх організацій.....	71
5.2.7 Витрати на службові відрядження.....	72
5.2.9 Накладні витрати	72
5.2.10. Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми.....	73
5.3 Науково-технічна ефективність НДР	74
ВИСНОВКИ	78
CONCLUSIONS.....	
.....78	
ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ	Error! Bookmark not defined.

ВСТУП

Сучасний розвиток технології потребує нові конструкційні матеріали які будуть мати високі фізико-механічні та експлуатаційні властивості. Тому все частіше виникає потреба в нових матеріалах які будуть задовольняти їх вимогам. До таких матеріалів відносяться високоентропійні сплави. Високоентропійні сплави можуть в багатьох умовах, будь-то застосування в умовах динамічних навантажень до експлуатації в морській воді. Високоентропійні сплави можуть мати високу зносостійкість, твердість, стійкість до окисленням, корозійну стійкість, навіть радіаційну стійкість. Перспективним методом виготовлення високоентропійних сплавів є механічне легування. Механічне легування дозволяє контролювати хімічний та фазовий склад по всьому об'єму матеріалу. Підвищення механічних властивостей в даному класі матеріалів досягається за рахунок створення нанокристалічної структури.

В даній роботі ми розглянемо високоентропійний сплав системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni, розглянемо процес утворення фазового складу та мікроструктури, що є актуальним завданням, рішення якого дозволить в майбутньому створювати ВЕСи з наперед заданими властивостями.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Багатокомпонентні високоентропійні сплави. Загальна характеристика, концепція

Сплави з високою ентропією (високоентропійні сплави ВЕС) викликали велику зацікавленість за останні 14 років. Одна з причин такого рівня зацікавленості пов'язана з тим, що ці сплави руйнують принципи легування, що застосовуються протягом багатьох століть (тобто вони містять більше ніж п'ять легуючих елементів без головного елемента «хазяїна»). Таким чином, ВЕС зазвичай мають єдину фазу і демонструють високий рівень механічних властивостей, пов'язаних з багатьма галузями, що розвиваються в промисловості (стійкість до високих температур, корозії, зносу тощо) [1]–[3].

Перші дослідження сплавів з високим вмістом складових були проведені в 2004 році незалежно один від одного двома групами вчених під керівництвом Джей-Вей Єха (J.-W. Yeh), який визначив принципові особливості багатокомпонентних сплавів та Б. Кантора [1], [2]. Головна відмінність ВЕС полягає у тому, що вони можуть володіти підвищеними характеристиками твердості, зносостійкості, міцності, захистом від окислення, корозії, високою пластичністю, жароміцністю, жаростійкістю та радіаційною стійкістю. З даних матеріалів виготовляють плівки, покриття, матеріали.

При правильному підборі компонентів виникає можливість отримувати розчини заміщення незважаючи на велику кількість елементів. ВЕС можуть містити одну або дві фази ОЦК або ГЦК решіткою, також можливе ОЦК + ГЦК, або ОЦК + гексагональну кристалічну решітку. Це базується на основі залежності (1.1) та другому закону термодинаміки:

$$\Delta G_{\text{зміш}} = \Delta H_{\text{зміш}} - T \Delta S_{\text{зміш}}, \quad (1.1)$$

де G – енергія Гіббса;

H – ентальпія;

T – абсолютна температура;

S – ентропія.

В ВЕС набагато вища величина ентропії ніж в традиційних сплавах, що пояснюється залежністю Больцмана:

$$\Delta S_{\text{mix}} = R^* \ln(n), \quad (1.2)$$

де R – газова постійна;

n – число хімічних елементів в сплаві.

Ентропія в твердому розчинні збільшується від малої величини в традиційних сплавах до великої у ВЕС ($S_{\text{mix}} > 11$ Дж/К·моль).

В залежності від величини ентропії сплави можна поділити на підгрупи [4], такі як:

а) Низькоентропійні сплави ($\Delta S_{\text{зміш}} \leq 6$ Дж / моль·К, $n=1-2$ базових компонентів);

б) Середньоентропійні сплави ($6 \leq \Delta S_{\text{зміш}} \leq 13,4$ Дж / моль·К, $n= 3-4$ базових компонентів);

в) Високоентропійні сплави ($13,4 \leq \Delta S_{\text{зміш}} \leq 22$ Дж / моль·К, $n= 5-14$ базових компонентів)

На рисунку 1.1 зображена залежність ентропії змішування від кількості складових елементів у сплаві. Залежність показує, що зі збільшенням кількості компонентів сплаву його ентропія змішування зростає.

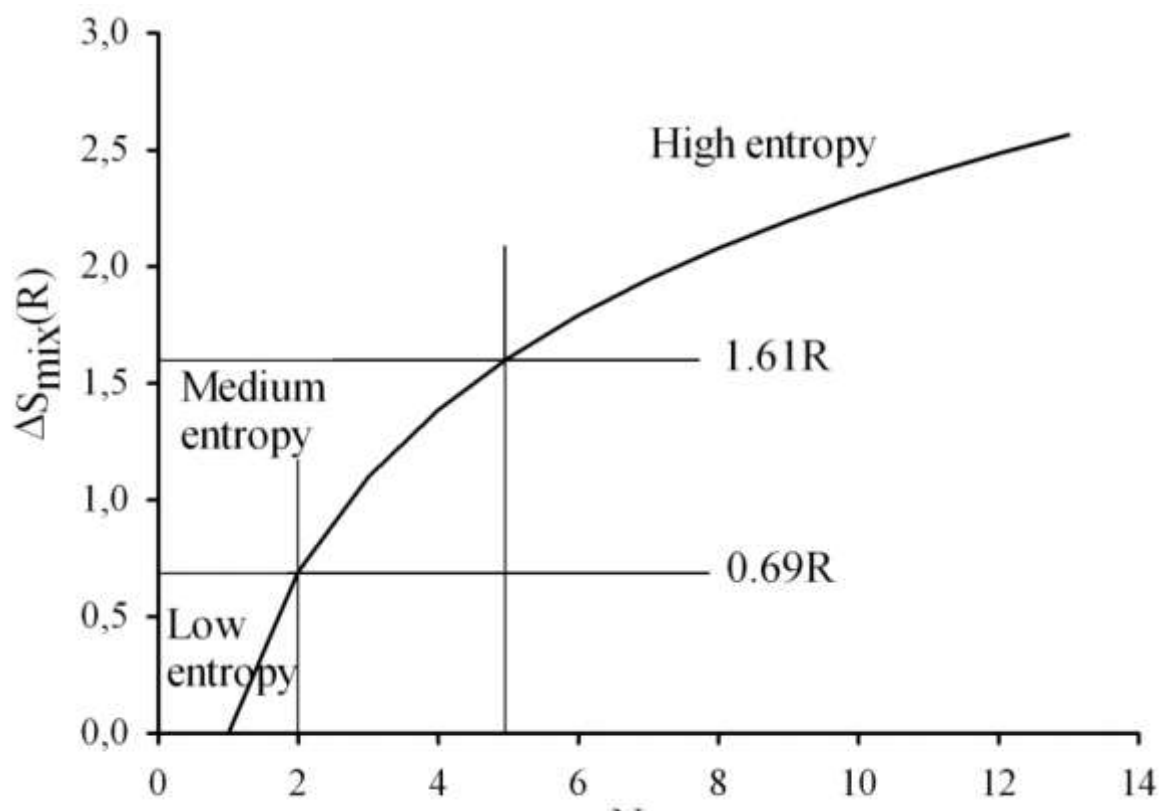


Рисунок 1.1 – Ентропія змішування еквімолярного сплаву залежно від кількості складових елементів [5]

1.2 Основні особливості високоентропійних сплавів, ключові ефекти

Особливістю ВЕСів є те, що в них високе значення ентропії ($S_{mix} > 1,61R$, де $R = 8,314 \text{ Дж/моль}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$ – газова стала), це пригнічує утворення інтерметалідних фаз і тим самим сприяє формуванню стабільних розчинів заміщення, утворює відносно просту кристалічну структуру (ГЦК або ОЦК) і має гарну комбінацію властивостей. Але після досліджень різних систем сплавів було з'ясовано, що у більшості випадків формуються інтерметалідні фази та тверді розчини [6]. Це пояснюється тим, що відбувається спотворення ґратки,

викликані різницею атомних радіусів елементів заміщення, які провокують зменшення швидкості дифузійних процесів, тим самим зменшення темпу зростання кристалів.

На рисунку 1.2 зображена схема формування ОЦК-гратки багатокомпонентного сплаву. Як зазначалося раніше, зміна структури сплаву пов'язана зі спотворенням гратки викликаним наявністю різнорідних атомних елементів з різною електронною будовою, термодинамічними властивостями та розмірами, що впливає на властивості та структуру сплаву.

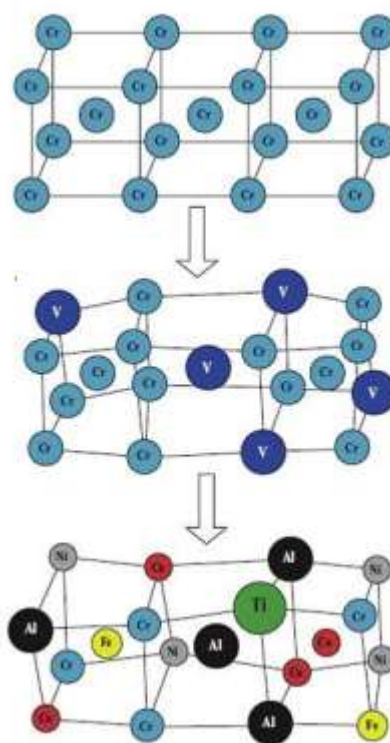


Рисунок 1.2 – Схема формування ОЦК-гратки багатокомпонентного сплаву [7]

Також особливістю ВЕСів є те, що в них сповільнена дифузія атомів і через це їх коперативне переміщення забезпечує стабільність фазового складу при термообробці. Завдяки взаємодії різнорідних атомів, які можуть утворювати гібридні зв'язки в кристалічній ґратці твердого розчину, забезпечуючи композиційний ефект зміцнення на атомному рівні.

В роботах [8]–[14] описані дослідження властивостей ВЕСів, розглянуто методи отримання, моделювання мікроструктури та описана термодинаміка високоентропійних сплавів. При дослідженні ВЕС було з'ясовано, що вони термостабільні та мають високі механічні властивості такі як: високі значеннями твердості, зносостійкості, корозійної стійкості, міцності при високих температурах, високі значення пластичності навіть при низьких температурах [8].

Властивості ВЕСів залежать від мікроструктури та складу сплавів. Високі характеристики ВЕСів (міцність, твердість, зносостійкість, корозійна стійкість, опір окисленню, магнітні властивості, пластичність та у деяких випадках радіаційну стійкість) у порівнянні з традиційними сплавами забезпечуються гомогенністю розподілу різнорідних атомів в твердих розчинах, наявністю нанорозмірних субструктур, сильні спотверення кристалічної ґратки через відмінність атомних радіусів.

1.3 Умови формування фазового складу та структури ВЕС

ВЕС можуть мати наступну структуру та фазовий склад :

Аморфні, в яких відсутня кристалічна фаза, структура в такому випадку буде – однорідне поле [7];

Однофазні – ОЦК, ГЦК, ГЦУ тверді розчини. Структура може мати матричну структуру в якій присутня дендритна та міждендритна область, які мають однакову кристалічну будову або фази з різним вмістом хімічних елементів, також можуть утворюватися поля без границь розподілу [7];

Двофазні – мають два ОЦК або ГЦК тверді розчини з різними параметрами ґраток. В випадку де перша ОЦК фаза складається з дендритів та

міждендритного твердого розчину або дисперсної евтектики [7]. Або двофазнів ОЦК + ГЦК чи ОЦК + ГЦУ у вигляді дендритних і міждендритних областей[5].

В роботі [15] була проведена спроба передбачити формування структури в сплавах з використанням термодинамічних параметрів. Виділили три основні параметри, що відповідають за утворення твердих розчинів та аморфних фаз в багатокомпонентних сплавах. До даних параметрів відносять ентропія ($\Delta S_{\text{зміш}}$) змішування, різницю атомних радіусів (δ) та ентальпія змішування ($\Delta H_{\text{зміш}}$).

При розгляді іноземної роботи [10] встановили, що для розрахунку потрібних нам термодинамічних параметрів використовують формули:

а) ентропія змішування:

$$\Delta S_{\text{зміш}} = -R \sum_{i=1}^n c_i \times \ln c_i, \quad (1.3)$$

де R – газова стала ($R=8,134$ Дж/(К·моль));

c_i – вміст (ат. %) i -го елементу в сплаві.

б) ентальпія змішування [10]:

$$\Delta H_{\text{зміш}} = \sum_{i=1, i \neq j}^n \Omega_{ij} \times c_i \times c_j, \quad (1.4)$$

де $\Omega_{ij} = 4\Delta H_{\text{зміш}}^{AB}$ – залежний від концентрації параметр, який характеризує взаємодію між елементами в твердому розчині;

c_j – вміст (ат. %) j -го елементу в сплаві.

в) середня різниця атомних радіусів [10]:

$$\delta = 100 \times \sqrt{\sum_{i=1}^n c_i} (1 - r_i/\bar{r})^2, \quad (1.5)$$

де r_i – атомний радіус i -го елементу в сплаві;

$$\bar{r} = \sum_{i=1}^n c_i \times r_i - \text{середній атомний радіус сплаву.}$$

Але після більш детального розгляду [16] зрозуміли, що данні параметри для прогнозування фазового складу високоентропійних сплавів не завжди можуть дати точні і зрозумілі результати.

Для більш детального передбачення формування структури високоентропійних сплавів введено додатковий термодинамічний параметр [16]:

$$\Omega = T_{\text{пл}} \times \Delta S_{\text{зміш}} / |\Delta H_{\text{зміш}}|, \quad (1.4)$$

де $T_{\text{пл}} = \sum c_{\text{ш}} T_{\text{пл}i}$ і $T_{\text{пл}i}$ – це температура плавлення елементів.

Застосування термодинамічного підходу не завжди дозволяє точно передбачити формування структур в високоентропійних сплавах. Для більш точного прогнозування формування неупорядкованих твердих розчинів заміщення додатково використовуються правила Юм-Розері [17]:

- а) Однакова кристалічна структура;
- б) Однакова валентність;
- в) Різниця між атомними радіусами легованих елементів не має бути більша ніж 9%
- г) Близькі значення електронегативності, не повинна перевищувати 0,2-0,4;

В своїй роботі [18] Мізутані доповнив правила Юм-Розері, він доповнив 5 факторів, в додаток до попередніх факторів він виявив ще один важливий параметр, який впливає на формування ВЕС є різниця електронегативностей, яка визначається по формулі:

$$\Delta\chi = \sqrt{\sum_{i=1}^n c_i (\chi_i - \bar{\chi})^2}, \quad (1.5)$$

де χ_i – електронегативність по Полінгу для i -го компоненту;

$\bar{\chi} = \sum_{i=1}^n c_i \times \chi_i$ – середня електронегативність.

Після переліку попередніх правил і доповненню новими правилами можна виділити наступні правила [18]:

а) Розмірний фактор, пов'язаний з різницею атомних радіусів , складових компонентів;

б) Електронна концентрація , яка впливає з аналізу того, що визначена кристалічна структура спостерігається при характерній кількості електронів, які припадають на елементарну комірку;

в) Електрохімічний фактор, пов'язаний з різницею в електронегативностях складових елементів($\Delta\chi$);

г) Здатність до добудови електронних оболонок атомних елементів біля кінця коротких періодів;

д) Орбітальні обмеження.

Останнім, але не менш важливим розрахунковим параметром є концентрація валентних електронів(КВЕ), яка впливає на стабільність структури твердих розчинів на основі подвійних систем, розраховується за формулою [17], [18]:

$$\text{КВЕ} = \sum_{i=1}^n c_i \times (\text{КВЕ})_i, \quad (1.6)$$

де $(\text{КВЕ})_i$ – це є концентрація валентних електронів для окремого елементу.

1.4 Вплив елементів на структуру та фазовий склад ВЕС

В залежності від кількості та якісного вмісту компонентів та їх концентрацію у сплаві можна керувати властивостями ВЕСів. Розглянемо вплив компонентів та їх концентрацію на фазовий склад.

Наявність Al в ВЕС призводить до формуванню та стабілізації ОЦК структури, зі збільшенням вмісту Al вище еквімолярного призводить до домінування чи формування лише ОЦК твердого розчину у сплавах, які мали ГЦК структуру [7]. А зі збільшення Mo в аналогічній системі впливає інакше. Збільшенні концентрації Mo сприяє частковому перетворенню однофазного ГЦК твердого розчину в σ -фазу.

Додавання Ti може збільшити твердість та міцність, але зменшує пластичність в більшості систем, таких як AlCoCrCuFeNiTi, AlFeMnNiTi, CoCrFeNiTi, MoNbTaTiVW. Однак для систем типу NbTaTiVW навпаки додавання Ti зменшило твердість та текучість, але пластичність збільшилась. Також зміцнюючі ефекти Ti можна спостерігати в AlCoCrFeNiTi, CoCrFeNiTi, MoNbTaTiVW та MoNbTaTiW. Тобто можна віднести до зміцнення Ti твердих розчином атомів, також Ti може збільшувати міцність у деяких сплавах ВЕС [19], [20].

Додавання Cu в склад ВЕСів сприяє формування ГЦК твердих розчинів, в той час, як при додаванні Al приводить до формування одного та двох твердих розчинів ОЦК кристалічними структурами [10]. Зі збільшенням вмісту Cu у сплаві FeCoNiCrCu_x від 0 до 1 моля, формуються два ГЦК тверді розчини, які відрізняються концентрацією Cu.

Додаткове легування Mn в системі CoCrFeNi, не призводить до змін фазового складу, сплав має ГЦК структуру. Це може свідчити про те, що Mn стабілізує ГЦК структуру, в той час, як при додаванні до сплаву CoCrFeNiV або Mn і V приводить до формування ГЦК твердого розчину та σ -фази, що свідчить

про схильність V до формування інтерметалідів [21] через те, що V має погану сумісність з іншими елементами. Через те, що V має великий атомний радіус, це призводить до значного спотворення кристалічної решітки ГЦК твердого розчину і її трансформації в σ -фазу. На прикладі ВЕС $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrCuFeNi}$ можемо бачити, що концентрації V вище 0,4 моль в однофазному ГЦК твердому розчині з'являється ОЦК фаза і зі збільшенням вмісту V, кількість ОЦК твердого розчину збільшується [22].

На рисунку 1.3 зображено вплив Fe на сплави системи Al-Co-Cr-Fe-Mo-Ni, Al-Co-Cr-Fe-Ni, Al-Co-Cr-Fe-Ni-Ti, Co-Cr-Cu-Fe-Ni [23], [24], можемо спостерігати, що зі збільшенням вмісту залізу твердість та міцність зменшується, тоді як пластичність може збільшуватись, це пояснюється тим, що залізо зменшує щільність σ -фази та збільшує пластичну ГЦК фазу.

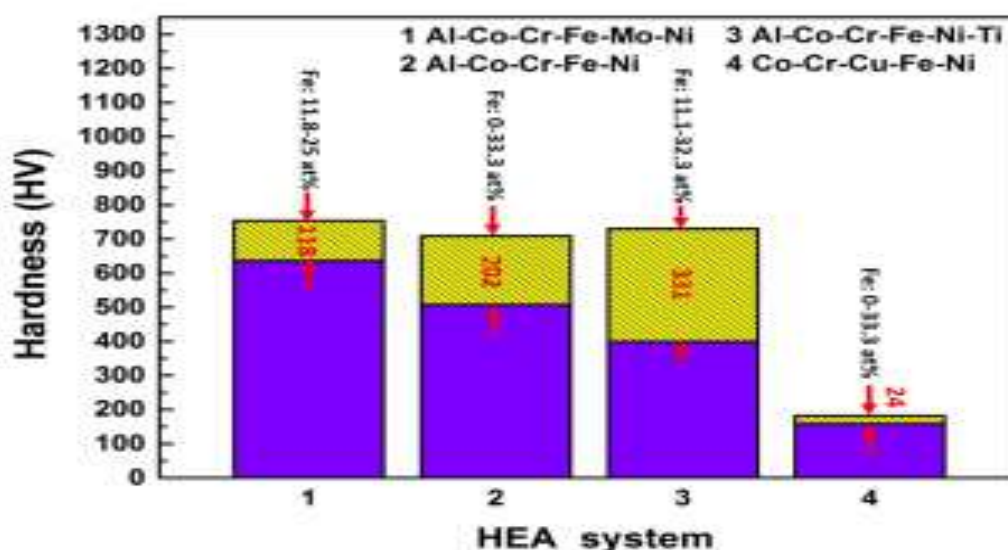


Рисунок 1.3 – Вплив вмісту Fe на твердість ВЕС [23], [24]

При додаванні у ВЕС Cr може збільшуватись твердість, межа текучості, стиснення та міцність. В сплавах системи Al-Co-Cr-Fe-Mo-Ni та Al-Co-Cr-Fe-Ni [12], твердість може збільшитись на 200 HV. Межа текучості в системі Al-Cr-Ti-

Nb-V може бути збільшена за допомогою додавання в сплав Cr. В системі Al-Co-Cr-Cu-Fe-Ni твердість, міцність та пластичність збільшується при додаванні Cr. В роботах [25] спостерігалось, що у Cr є здатність очищувати зерна ВЕС при відливанні, і це призводить до підвищення механічних властивостей. Вплив Cr пояснюється зміцненням твердого розчину та фазовим зміцненням. Зміцнення ОЦК твердого розчину обумовлене спотворенням кристалічної решітки.

Додавання Мо може підвищити твердість та міцність ВЕС, але страдає пластичність виробу [26]. На рисунку 1.4 а, б можемо спостерігати залежність твердості в системах Co-Cr-Fe-Mo-Ni, Co-Mo-Ni-V-W та Hf-Mo-Nb-Ta-Ti-Zr від вмісту Мо.

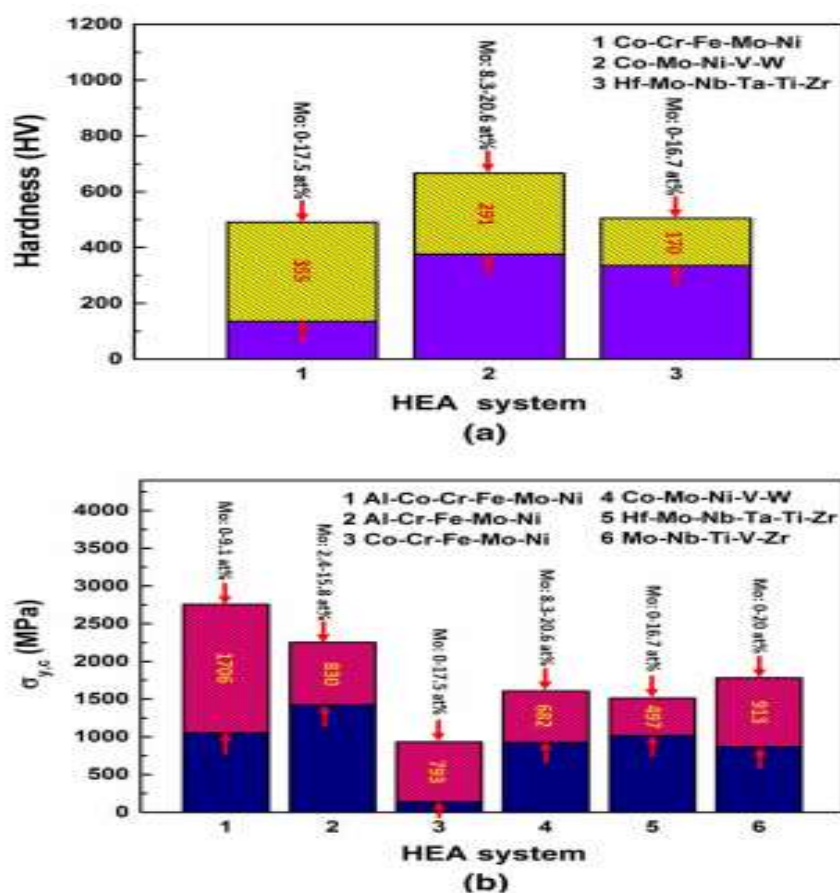


Рисунок 1.4 – Вплив вмісту Мо на твердість (а) та межа міцності на стиск (б) [26]

Мо може сприяти виділенню твердих і крихких інтерметалідних σ - та μ - фаз, збагачених Cr, Mo, з ОЦК твердого розчину, що викликає збільшення твердості та міцності сплавів.

В іноземній роботі [27] вивчали вплив W на сплав системи Cr-Fe-Ni-V-W. В процесі досліджень було виявлено, що твердість сплаву $\text{CrFeNiV}_{0.5}\text{W}_x$ зменшується зі збільшенням вмісту W, але в сплаві $\text{CrFeNi}_2\text{V}_{0.5}\text{W}_x$ твердість може зрости з 223 до 305 HV зі збільшенням вмісту W, це може пояснюватись тим, що збільшується частина ОЦК твердого розчину [27].

На рисунку 1.5 зображена залежність твердості ВЕС від вмісту Ni з чого ми можемо зробити висновок, що зі збільшенням вмісту Ni в ВЕС зменшується твердість та міцність, але збільшується значення пластичності. Це пов'язано з тим, що Ni збільшує вміст ГЦК фази у сплаві [28].

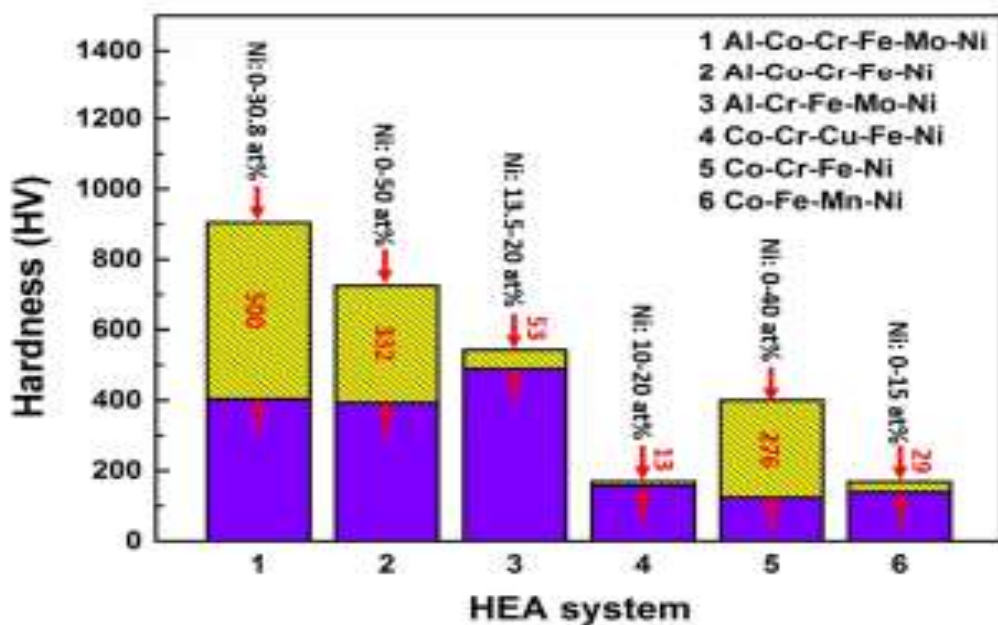


Рисунок 1.5—Зміна твердості ВЕС в залежності від вмісту Ni [28]

1.5 Методи отримання ВЕС

На сьогоднішній день високоентропійні сплави можна отримувати методами: лиття, швидким гартуванням розплаву, напиленням плівок, електролізом та механічним легуванням, кожен з методів має свої переваги та недоліки [1], [3]. Вибір методу визначається необхідними властивостями, властивостями компонентів, які входять до складу сплаву, а також необхідною кінцевою формою продукту (порошки, плівки, стрічки, об'ємні деталі).

Метод механічного легування є яскравим прикладом використання технології порошкової металургії. На відміну від ВЕСів отриманих закалкою розплаву, ВЕСи, отримані методом механічного легування, мають високу однорідність хімічного складу, який легко контролювати. При цьому мають місце повторювані процеси руйнування частинок порошку і холодного зварювання, які дозволяють отримувати гомогенний порошковий матеріал [29], [30]. Тому даний метод дає можливість отримувати ВЕС з відмінною хімічною гомогенністю і з деякими особливостями структури і властивостей. У ВЕС, отриманих методом механічного легування, формується нанокристалічна структура, завдяки чому підвищуються механічні властивості такі, як міцність, твердість, тріщиностійкість.

Найчастіше для отримання ВЕС використовують комбінацію механічного легування та іскро-плазмове спікання [31]. Перевагою іскро-плазмового спікання є те, що температура спікання досягається швидко, а час витримки зазвичай короткий. Інші методи які також поєднують тиск і температуру є методи гарячого пресування або методом гарячого ізостатичного пресування також можна досягти потрібних механічних властивостей, але для цих методів потрібні більш високі температури і більший час витримки.

Основна особливість процесу іскро-плазмового спікання складається з високої швидкості нагрівання, подачі тиску та впливу електричного струму

ВЕС підготовленні за методом механічного легування та іскро-плазмового спікання проявляють відмінні механічні властивості. Твердість може значно підвищитись, на прикладі CoCrFeNi за даною методикою твердість буде дорівнювати 570 HV, це значення майже в 5 разів більше ніж при традиційному литті 119 HV [32].

Межа текучості на стиск і руйнування також може бути збільшена завдяки методу механічного легування та іскро-плазмового спікання, на прикладі CoCrCuFeNi можна покращити з 230 і 888 МПа за традиційним литтям до 869 і 1865 МПа, звідси ми можемо спостерігати, що межа текучості при даному методі збільшується майже в 3 рази [32].

В роботі [33] було отримано сплав FeCoCrNi методом селективного лазерного плавлення. Сплав демонструє високу міцність та пластичність в порівнянні з нержавіючою сталю, також він зберігає однофазний твердий розчин. В сплаві отриманим методом селективного лазерного плавлення межа текучості при розтягуванні (600 МПа) в тричі перевищує в порівнянні з методом дугового плавлення та лиття (188 МПа).

Ще до методів отримання ВЕС відносять метод вакуумно-дугового плавлення. В цьому методі використовують суміш високочистих металів. Плавлення суміші металів відбувається в атмосфері інертного газу або у вакуумі. При формуванні твердого розчину утвореного багатьма елементами, може утворитися неоднорідний розподіл елементів і виникнення внутрішніх напружень в зливку [34]. Частіше за все процес плавки повторюють не менше п'яти раз, для того щоб отримати максимальну однорідність хімічного складу сплавів. ВЕСи отриманими методом вакуумно-дугового плавлення мають неоднорідний рельєф і достатньо пористі, для покращення в сплаві отриманих властивостей сплав піддають гарячому ізостатичному пресуванню.

В роботі [35] ВЕС отримують методом лазерного плакірування. Технологічна схема процесу лазерного плакірування виглядає так: проводиться підготовка

порошку після чого піддається обробці в механічному млині до 24 год. Після чого спресований порошок наноситься на попередньо підготовлену поверхню, і після чого отримують ВЕС методом лазерного плакірування. Особливістю даного метода, що отримане покриття має однорідну структуру без значної кількості дефектів. Також перевагою метода є високі параметри щільності енергії, велика швидкість нагрівання і малий вплив термічних ефектів на підкладку.

Отримання ВЕС у вигляді покриттів досягається методами вакуумно-конденсаційного напилення, наплавки лазерним променем із суміші порошків вихідних компонентів та газотермічним (плазмово-дугове) напиленням готового порошку високоентропійного сплаву [36].

1.6 Галузі застосування багатокomпонентних високоентропійних сплавів та покриттів з них

Завдяки варіативності елементного складу ВЕС та їх корисним властивостям таких як зносостійкість, висока твердість, високотемпературна міцність, корозійна стійкість, пластичність і т.д. , дозволяють використовувати дані сплави в промисловості, для виготовлення деталей, обладнання, устаткування. На прикладі сплаву CoCrFeNiTi виготовлено підшипник (рис. 1.6а). У роботі [37] продемонстровано, що даний матеріал має більший питомий опір, кращу зносостійкість та стійкість у розчинах сірчаної кислоти та солоної води ніж сплави на основі кобальту та хрому. Даний сплав можна використовувати у нафтобудівній промисловості, в якості шатунів та затискачів при дослідженні матеріалів на розрив при підвищених температурах.

Деякі сплави проявляють відмінні парамагнітні, м'якомагнітні властивості і м'якомагнітні властивості. Завдяки цьому деякі сплави можна використовувати в електроніці [38].

Карбідні, нітридні та керамічні ВЕСи, можуть бути використані в якості зносостійких покриттів і наноситись на металооброблювані ріжучі інструменти або швидкоріжучі сталі та використовуватись в якості біометричних покриттів [38].

Також завдяки достатній стійкості до корозії та радіаційному опроміненні можливе застосовуватись в ядерній енергетиці. Також сплави на основі тугоплавких металів, можуть використовуватись у виготовленні деталей що працюють при високих температурах або термозахисних покриттях. ВЕС, які мають низьку густину та високу міцність, можуть використовуватись в аерокосмічній та авіаційній промисловості. ВЕС можна використовувати в пально-енергетичній промисловості для зберігання та транспортуванні водню [38].



Рисунок 1.6 - Фотографії виробів з ВЕС, що застосовуються в промисловості а) підшипник виготовлений зі сплаву CoCrFeNiTi ; б) філь'єра з ВЕСу AlCrFeMnNi із зміцненим поверхневим шаром [37], [39]

В сплаві типу AlCrFeMnNi після термічної обробки на поверхні утворюється ρ -фаза з твердістю за Віккерсом 10,9 ГПа, в той час як основа має 3,4 ГПа за

Віккерсом. У порівнянні з класичними зносостійкість даного матеріалу в 1,5 разу вища ніж у класичних інструментальних сталях і в 1,3 рази більша ніж у підшипникової сталі. Даний сплав завдяки своїм властивостям підходить для виготовлення фільтрів (рис. 1.6 б), валів та деталей де вимагається висока міцність та зносостійкість [39].

Також ВЕС використовують у якості припою для пайки твердосплавного інструменту до сталюї державки. На прикладі сплаву на основі 10-15 % Ti, 18-25 % Cu, 12-18 % Ni, 10-15 % Zr, 15-20 % Fe, 10-33 % Cr, 0,5-2,5 % Sn, та 0,01-2 % з домішками Bi, Ga та In, дозволяє отримати більш стійкий до корозії та міцніший шов з міцністю на розриві близько 200 МПа. Також можуть використовувати сплав Ti 20-25 %, Cu 25-30 %, Ni 20-25 %, Fe 15-20 %, Cr 10-13 %, Sn 0,5-5 %, In 0,01-2 %, Ga 0,01-2% для пайки титанових сплавів та нержавіючих сталей [40].

ВЕС можуть використовуватись в якості дифузійних бар'єрів, на прикладі сплавів AlMoNbSiTaVZr. Шар з товщиною лише в 100 нм запобігає дифузії Cu та Si один в одного навіть при температурі в 700 °C [41].

1.7 Використання високоентропійних сплавів в якості зв'язки в твердих сплавах та металокераміці

Поява нового класу металевих багатокомпонентних високоентропійних тугоплавких сполук зумовили їх у край слабку вивченість, а потенційно перспективні експлуатаційні властивості таких матеріалів і покриттів відкривають широкі можливості для їх досліджень.

Покриття можна отримувати декількома методами: вакуумно-дугове напилення, метод іонного розпилення в плазмі стисненого вакуумнодугового

розряду. Зазвичай для отримання покриттів використовують різні середовища. Наприклад при напиленні в вакуумі і аргоні покриття зберігають свій фазовий склад. Твердість таких покриттів зростає до значень 6,5-19,0 ГПа в залежності від середовища напилення. Співвідношення H/E_r зросла до значень 0,06-0,09.

Нітридні високоентропійні покриття отримані вакуумно-дуговим методом при подачі на підкладку постійного негативного потенціалу і тиску азоту від 0,27 до 0,66 Ра, володіли високими значеннями твердості близькі до 50–60 ГПа і контактного модуля пружності 320–400 ГПа. В роботі [42] показано, що покриття отримані в плазмі стисненого розряду, володіли меншими значеннями твердості (порядку 42–52 ГПа), але в структурі крапельна складова відсутня. Після електронно мікроскопічного аналізу вияснилося, що їх кластерна будова незважаючи на суттєву різницю в хімічному складі розрахований середній атомний радіус не відрізняється більше ніж на 2%.

Покриття отримані напиленням литого високоентропійного сплаву в плазмово дуговому розряді в суміші аргону показують гарні характеристики твердості, знаходяться в діапазоні 42–48 ГПа, контактний модуль пружності 270–330 ГПа.

Також високоентропійні сплави використовуються при створенні кераміко-металевих композитах (металокераміка). В металокераміці перспективним напрямком дослідження є багатокомпонентні металеві композити або високоентропійні сплави, що утворюють однофазні тверді розчини ГЦК або ОЦК[43]. На прикладі сплаву CoCrFeMnNi [44], даний матеріал має чудову стійкість до руйнування навіть при низьких температурах [45], [46]. За допомогою зв'язуючих речовин ВЕС було отримано кілька металокерамічних матеріалів, WC – CoCrFeNiMn [47], Ti (C, N) –CoCrFeNiAl [48], [49], TiB2 – CoCrFeNiTiAl [50, 51], TiB2 – CoCrFeNiAl [52].

Після проведених досліджень було запропоновано, що такі матеріали породили нове сімейство металокераміки [53]. Виробництво вищезазначених

композитів кераміка-ВЕС (металокераміка) зазвичай включає три стадії: (а) механічне легування елементарних металевих порошків, що призводить до утворення однофазних порошків ВЕС, (б) змішування цього порошку з керамічним порошком та (в) консолідація матеріалу (здебільшого іскроплазмовим спіканням). Синтез горіння, також відомий як саморухомий високотемпературний синтез є легким способом виробництва металокераміки на основі TiC[54]–[56]. Матеріал може бути синтезований завдяки надзвичайно високому тепловому ефекту реакції: $\text{TiC} + \text{C} = \text{TiC} + 310 \text{ кДж/ моль}$. Тепло виділяється під час реакції підвищується температура до 3290K, які дозволяють для додавання до 50-60 мас.% інертного сполучного металу, такого як Ni: $\text{Ti} + \text{C} + \text{Ni} = \text{TiC} + \text{Ni}_3$ [57]. Зв'язувальна речовина не реагує, отже знижує температуру продукту. Однак реакція відбувається в режимі підтримки, поки температура не зменшиться до температури плавлення Ti (1940K).

1.8 Висновки та постановка завдань досліджень

Після проведення аналізу літератури було встановлено, що на сьогоднішній день високоентропійні сплави є перспективним напрямком матеріалознавства. Сучасні технології потребують новітніх матеріалів які будуть відповідати їх умовам, не залежно від середовища експлуатації. Високоентропійні сплави можуть виступити на заміну традиційним матеріалам, вони можуть працювати в умовах ударних, динамічних навантажень, підвищених температур і т.д. Високоентропійні сплави можна застосовувати при виготовленні як об'ємних матеріалів, так і покриттів для застосування в різних галузях промисловості. Високоентропійні сплави придатні для виготовлення інструментів, прес-форм, штампів, форм для лиття в деталях які потребують високої міцності, опір окисленню та зносостійкість, також можуть використовуватись в середовищах

де потребуються високі параметри корозійної стійкості (сантехніка, морські середовища), в агресивних середовищах та хімічній промисловості.

Високоентропійні сплави достатньо просто досліджувати та контролювати, їх можна отримувати тими ж методами, що і традиційні сплави, тобто: литтям, швидким гартуванням розплаву, напиленням плівок, електролізом та механічним легуванням. В порівнянні з іншими методами МЛ має просте в конструкції і використанні обладнання, є екологічно чистим та безвідходним виробництвом. Дозволяє отримувати високоентропійні сплави з високою хімічною однорідністю у вигляді твердих розчинів з нанокристалічною структурою.

Метою роботи є дослідження особливостей формування структури, фазового складу, типу кристалічної решітки та структурного стану порошкового високоентропійного AlFeCrTiMoCoNi сплаву під час механічного легування. Для досягнення поставленої мети в роботі вирішуються наступні завдання:

- а) Проведення патентно-інформаційного дослідження за темою роботи;
- б) Вибір та обґрунтування елементного складу сплаву з метою отримання багатокомпонентного твердого розчину;
- в) Підготовка порошкових сумішей;
- г) Отримання високоентропійного сплаву методом механічного легування;
- д) Дослідження структури та фазового складу високоентропійного сплаву на різних етапах механічного легування.

2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Були обрані складові багатокомпонентної суміші, що задовольняють умовам формування твердих розчинів заміщення, обрано найбільш ефективний метод отримання сплаву – механічне легування. Обрані методи дослідження завдяки яким можемо отримати досить детальну інформацію про етапи формування структури та фазового складу сплаву, а також зробити висновки з досліджуваних питань.

Процес вивчення багатокомпонентної металевих систем можемо поділити на такі етапи:

- а) Обґрунтування вибору вихідних складових порошкових сумішей для отримання твердих розчинів в процесі механічного легування (МЛ);
- б) Отримання AlFeCrTiMoCoNi ВЕС методом механічного легування суміші порошків у планетарному млині;
- в) Дослідження структури та фазового складу на різних етапах механічного легування.



2.1 Матеріал дослідження

2.1.1 Обґрунтування вибору вихідних компонентів високоентропійного сплаву

Елементи, які входять до складу ВЕС, були обрані з врахуванням того, щоб вони утворювали твердий розчин. Підбір та співвідношення їх концентрацій в сплаві виконується таким чином, щоб досягти високих значень ентропії змішування, завдяки чому зменшується вільна енергія сплаву, згідно рівнянню

Таблиця 2.2 – Фізичні властивості вихідних елементів

Параметри	Елементи						
	Al	Co	Fe	Cr	Mo	Ni	Ti
Атомний номер	13	27	26	24	42	28	22
Атомний радіус, нм	0,143	0,125	0,124	0,1249	0,139	0,1246	0,146
Концентрація валентних електронів (КВЕ), ел/ат	3	9	8	6	6	10	5
Електронегативність	1,61	1,88	1,83	1,66	2,16	1,91	1,54

Таблиці 2.3 – Ентальпія змішування різних атомних пар системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni, КДж/моль

Елемент	Al	Fe	Cr	Ti	Mo	Co	Ni
Al	–	-11	-10	-30	-5	-19	-22
Fe	-11	–	-1	-17	-2	-1	-2
Cr	-10	-1	–	-7	0	-4	-7
Ti	-30	-17	-7	–	-4	-29	-35
Mo	-5	-2	0	-2	–	-5	-7
Co	-19	-1	-4	-29	-5	–	0
Ni	-22	-2	-7	-35	-7	0	–

Після розрахунку ентропії змішування, ентальпії, різниці атомних радіусів та концентрації валентних електронів використовуючи попередньо вказані формули (1.1, 1.2, 1.3, 1.6) , розрахунки занесемо до таблиці 2.4

Таблиця 2.4 – Значення ентропії змішування ΔS_{mix} , ентальпії змішування ΔH_{mix} , різниці атомних радіусів δ та концентрації валентних електронів (КВЕ) для AlFeCrTiMoCoNi сплаву



Сплав	ΔS_{mix} , Дж/К·моль	ΔH_{mix} кДж/моль,	δ , %	КВЕ, ел/ат	Прогнозуємий фазовий склад
AlFeCrTiMoCoNi	16,17	-17,75	6,86	6,71	ОЦК

Для сплаву обраного складу ентропія змішування складає $\Delta S_{\text{mix}} = 16,17$ кДж · моль⁻¹, що характеризує його як високоентропійний. Розраховані значення ентальпії ΔH_{mix} є більш від'ємними порівняно з умовами формування стабільних твердих розчинів (-15 кДж · моль⁻¹ $\leq \Delta H_{\text{mix}} \leq 5$ кДж · моль⁻¹), що може викликати дестабілізацію простої структури твердих розчинів та сприяти виділенню впорядкованих інтерметалідних фаз [10]. Значення КВЕ < 6,87 ел./ат. вказує на формування твердого розчину з ОЦК структурою [17], [18].

2.2 Метод механічного легування

Отримання ВЕС методом механічного легування є прикладом використання технологій порошкової металургії. Технологічна схема отримання ВЕС методом механічного легування показана на рисунку 2.1



Рисунок 2.1 – Технологічна схема одержання ВЕС методом МЛ

Зазвичай дозування вихідних порошків металів проводять на електронних вагах. Механічне легування суміші вихідних порошків проводили у високоенергетичному планетарному млині в розмельних камерах з розмельними тілами виготовленими з твердого сплаву марки ВК6М. Згідно з теоретичними даними, відношення маси порошку до маси розмельних тіл, які мають форму кулі, повинно бути в межах від 1:10 до 1:30, відповідно до цього, масу розмельних тіл брали в 10 разів більшу ніж масу наважки порошку. Для запобігання окислення, холодного зварювання і надмірної агломерації порошку, розмел проводили в середовищі бензину «Калоша». Отримання сплаву AlFeCrTiMoCoNi ВЕС методом механічного проводили протягом 30 год., в проміжках, після 0.5, 1, 10, 20 та 30 год., проводився відбір проб, для встановлення структури та фазового складу сплаву, що формується. В зв'язку з високою інтенсивністю нагріву барабанів, провести всі 30 год. МЛ за один раз неможливо, тому процес проводили протягом 10 хв. з 30 хвилинними проміжками для охолодження барабанів.

В планетарних млинах розмельні камери обертаються навколо власних осей в протилежному напрямку(подібну руху планет навколо Сонця). У камери завантажують розмельні тіла і матеріал, що подрібнюється. Розмел відбувається за рахунок того, що частинки подрібнювального матеріалу зазнають безліч зіткнень з розмельними тілами і стінками камери. При збільшенні швидкості подрібнення в розмельних камерах збільшується відцентрова сила. Це досягається завдяки використанню спеціального планетарного редуктора, що забезпечує розмельним камерам це специфічне обертання. Така схема дозволяє створювати відцентрові сили в десятки G, збільшуючи ефективність розмельного обладнання і знижуючи енерговитрати на сам процес. Важливою відмінною характеристикою планетарних від кульових млинів є кратність помелу. Для планетарних млинів цей показник вище в 10-20 разів ніж у кульових млинах. Основними перевагами планетарних млинів є висока

кратність помелу і низькі енерговитрати, а також низькі порівняльні габарити і можливість установки без фундаменту [58].

В порівнянні з іншими методами (атриторийний) процес сплавоутворення в планетарному млині проходить швидше, це може бути пов'язане з тим, що в планетарному млині велика швидкість обертання розмельних тіл та більшою кінетичною енергією куль, що подрібнюють порошок, а отже вищою інтенсивністю обробки. На кінетику легування впливає велика кількість факторів, наприкладі типу і умов отримання порошку [59] і т.д. В роботі [60] зазначається, що час МЛ залежить від величини енергії, яка передається за одиницю часу порошку і розмельних тіл в процесі легування. В роботі [61] зазначається, що інтенсивність обробки в вібраційному млині проходить в $5-7 \cdot 10^2$ разів інтенсивніше ніж у атриторийному млині, тобто вібраційний млин є більш енергетичним порівняно з атриторийним, це може бути пов'язаним з кінетичною енергією удару куль, швидкість руху куль, частотою ударів та енергетикою млинів. В порошках після обробкою атриторийним млином рівень внутрішніх напружень менша в порівнянні із механічно-легованим порошковим сплаву в планетарному млині. Це може бути пов'язане з тим, що релаксація частини внутрішніх напружень та дефектів кристалічної ґратки через вихід дислокацій на поверхню частинок порошку в зв'язку із їх нанорозмірністю [61], [62].

2.3 Рентгеноструктурний аналіз

Рентгеноструктурний аналіз (РСА) є одним з найбільш ефективних і інформативних методів дослідження, що застосовується для вивчення внутрішньої будови кристалічних і аморфних матеріалів та забезпечує одержання надійних експериментальних даних [63]. Фазовий

рентгеноструктурний аналіз базується на тому, що кожна фаза має свою специфічну кристалічну ґратку з певними періодами, які на дифрактограмі відповідає певному набору ліній. Провівши ідентифікацію ліній можна отримати точні дані по якісному та кількісному фазовому складу досліджуваного матеріалу. Інтенсивність ліній різноманітних фаз залежить від багатьох факторів, в тому числі і від кількості фаз [64]. Для встановлення структури та фазового складу речовини необхідні такі параметри, як: положення ліній (кут дифракції θ), інтенсивність дифракційних ліній, інтенсивність кожної лінії відносно найбільш інтенсивної лінії та ширина дифракційних ліній.

Відбиття рентгенівських променів від паралельних кристалографічних площин відбувається при певному значення кута падіння θ , який зв'язаний з довжиною хвилі та міжплощинною відстанню законом Вульфа-Брегга [64]:

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

де n – порядок відбиття;

λ – довжина хвилі рентгенівського випромінювання, нм;

d – міжплощинна відстань, нм;

θ – кут Брегга;

Для розрахування періоду кристалічної решітки твердих розчинів заміщення використовували положення центрів тяжіння дифракційних максимумів на великих кутах θ за традиційною методикою з використанням рівняння Вульфа-Брегга, в якому міжплощинна відстань виражена через період решітки та індекси площин (hkl):

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}. \quad (2.2)$$

Аналіз фазового складу багатокомпонентного високоентропійного AlFeCrTiMoCoNi сплаву після механічного легування протягом 0.5, 1, 10, 20 і 30 годин використовувався рентгенівський дифрактометр Ultima IV, Rigaku (Японія) в монохроматичному Cu K α випромінюванні [63].

На рисунках 2.3-2.7 зображені спектри рентгенівської дифракції вихідного порошку, етапи формування дослідженого AlFeCrTiMoCoNi сплаву після 0,5, 1, 10, 20 та 30 год.

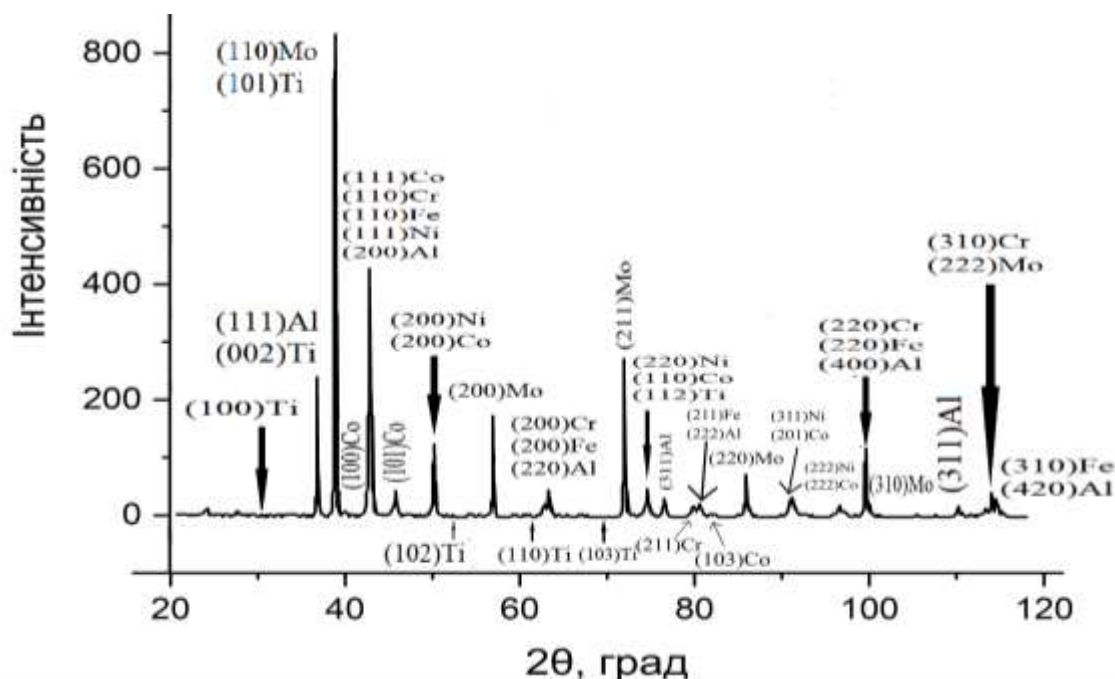


Рисунок 2.2 – Суміші вихідних порошків сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni

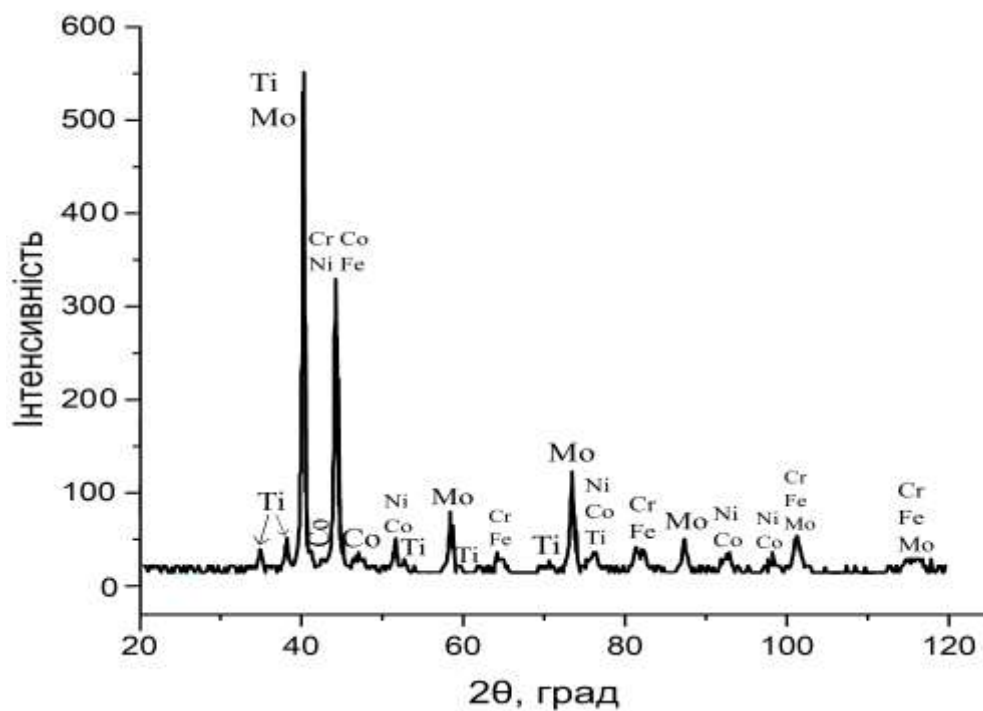


Рисунок 2.3 – Спектри рентгенівської дифракції сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 0,5 годин МЛ.

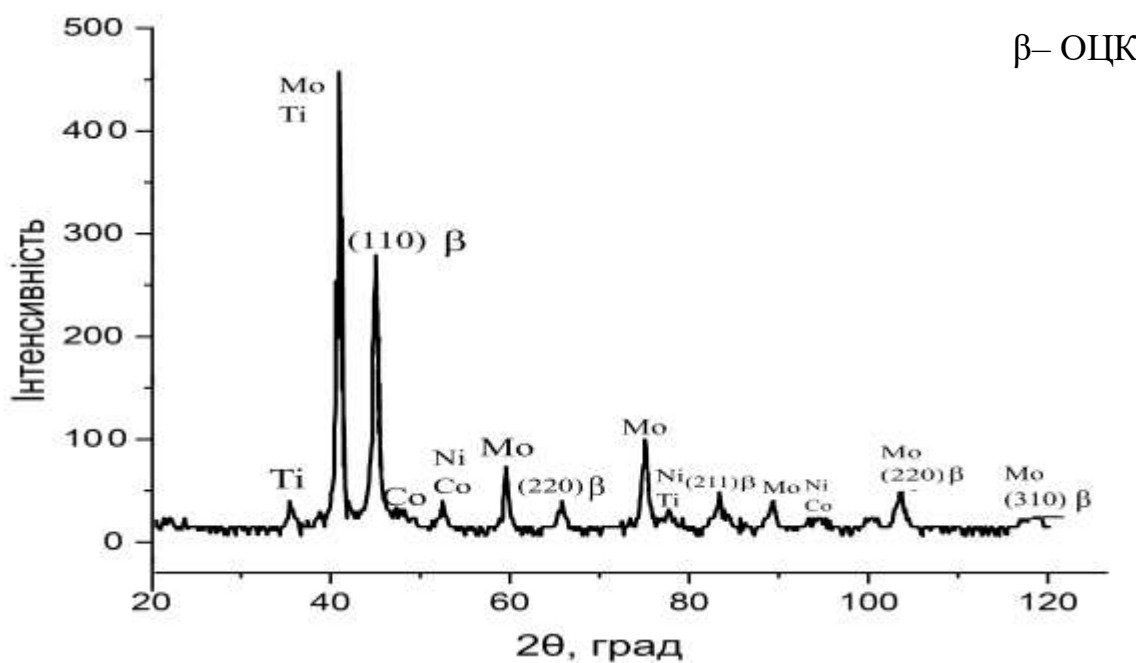


Рисунок 2.4 - Спектри рентгенівської дифракції сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 1 години МЛ

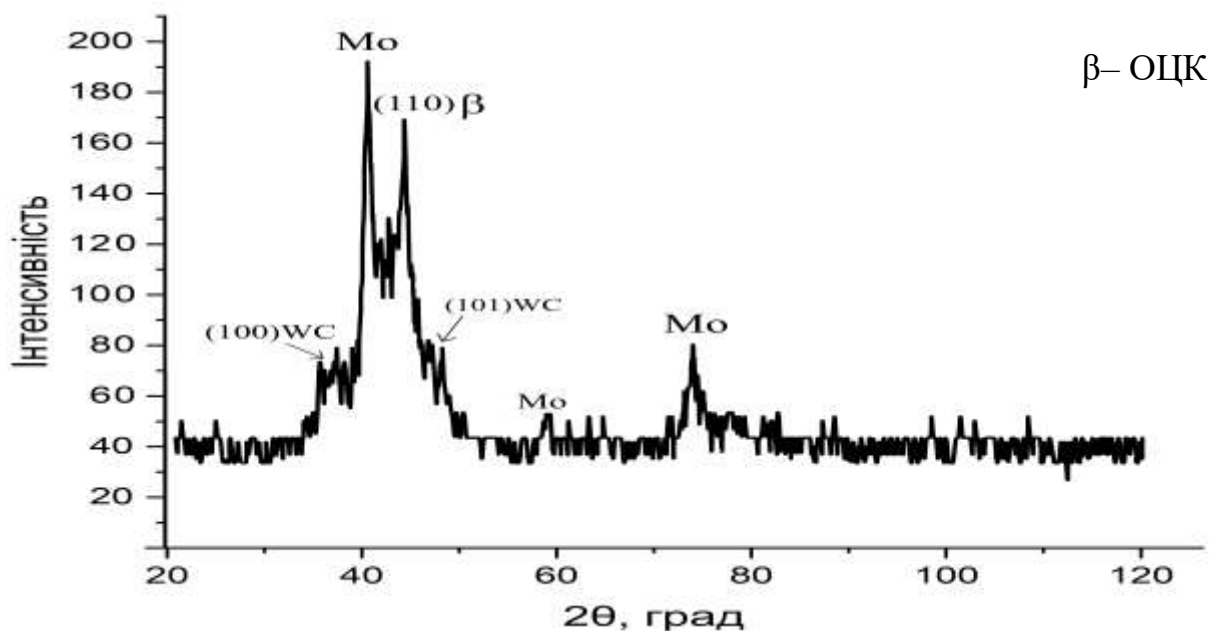


Рисунок 2.5 - Спектри рентгенівської дифракції сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 10 годин МЛ

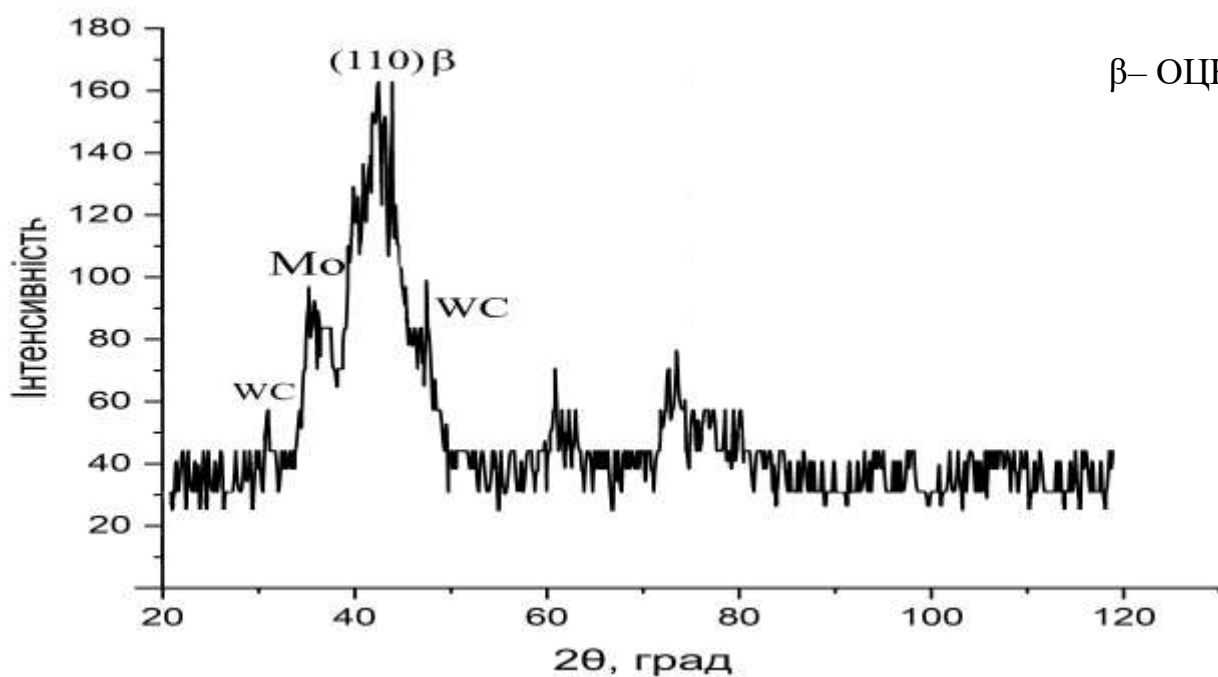


Рисунок 2.6 - Спектри рентгенівської дифракції сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 20 годин МЛ

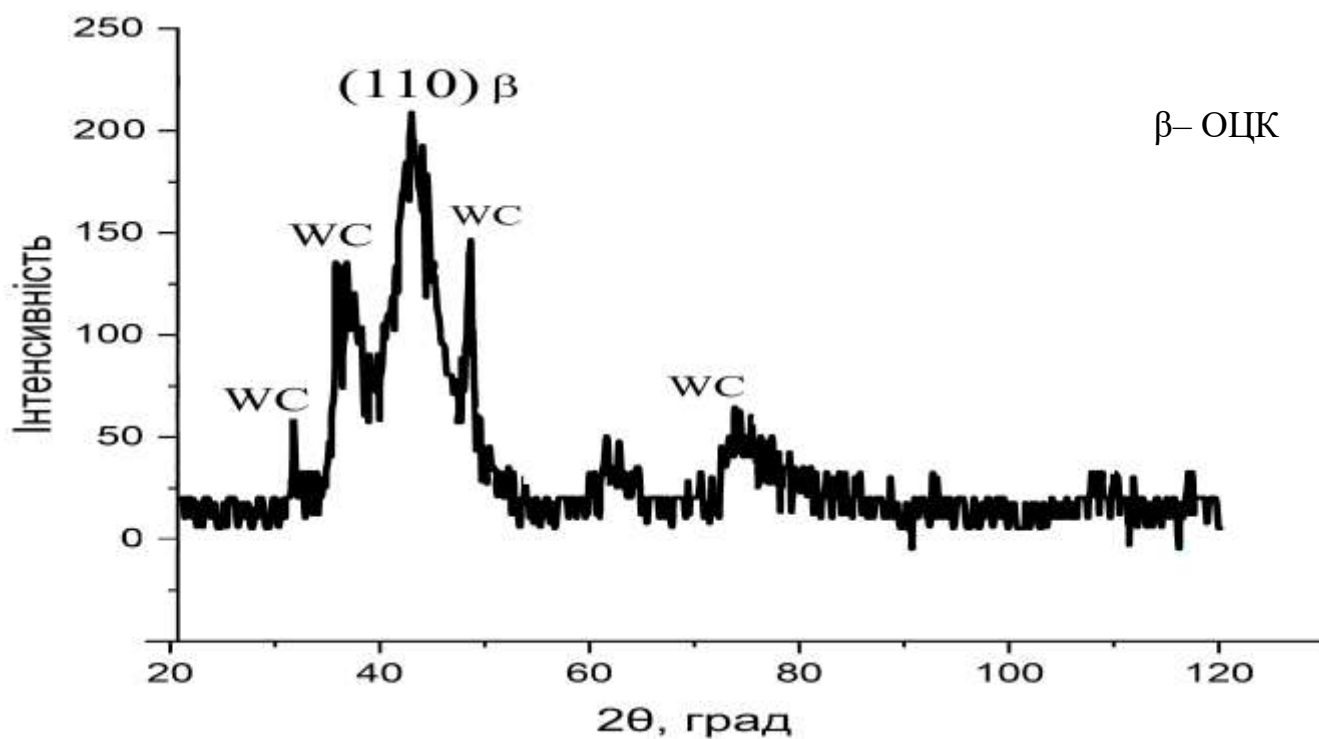


Рисунок 2.7 - Спектри рентгенівської дифракції сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 30 год МЛ.

Тип кристалічної решітки твердого розчину, який утворюється в сплаві системи AlFeCrTiMoCoN під час механічного легування, можна визначити за формулою:

$$\frac{\sin^2 \theta_i}{\sin^2 \theta_1} = \frac{h_i^2 + k_i^2 + l_i^2}{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2} = Q, \quad (2.3)$$

де hkl – індекси Міллера;

θ_1 – кут дифракції першої лінії;

θ_i – кут дифракції даної лінії.

Після проведення рентгеноструктурних аналізів (рисунок 2.3-2.7) розраховано тип кристалічної ґратки твердого розчину сплаву AlFeCrTiMoCoNi після механічного легування протягом 1, 10, 20 та 30 годин, дані занесено до таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Дані для визначення типу кристалічної решітки твердого розчину AlFeCrTiMoCoNi сплаву після 1 години МЛ

Ча с МЛ, год	№ лінії	2 Θ , град.	Θ , град.	$\sin\Theta$	$\sin^2\Theta$	$\frac{\sin^2\theta_i}{\sin^2\theta_1}$, розрах.	$\frac{\sin^2\theta_i}{\sin^2\theta_1}$, теор.	Структура
1	1	44,35	22,175	0,377	0,135	1	1	ОЦК
	2	64,8	32,4	0,535	0,260	1,98	2	
	3	82,5	41,25	0,659	0,375	3	3	
	4	102,9	51,45	0,782	0,496	4,02	4	
	5	118,4	59,2	0,858	0,573	5	5	

Розраховане значення параметру кристалічної решітки ОЦК твердого розчину сплаву AlFeCrTiMoCoNi після 1 години механічного легування, наведено в таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Параметр кристалічної решітки ОЦК твердого розчину високоентропійного сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 1 год. МЛ

Сплав	Тип ґратки	λ , нм	(hkl)	Час МЛ, год.	θ , град	$\sin\theta$	$h^2+k^2+l^2$	a , нм
AlFCrTiMoCoNi	ОЦК	0,15418	(211)	1	41,25	0,659	6	0,2878

2.4 Електронно-мікроскопічні дослідження

Метод скануючої електронної мікроскопії(СЕМ) використовують для охарактеризування структури поверхні матеріалу. Взаємодія електронів сфокусованого пучка з атомами зразка призводить до їх розсіювання і до випускання вторинних електронів, а також до утворення характеристичного рентгенівського випромінювання, що дає інформацію не лише про морфологію і рельєф поверхні, але і про хімічний склад. Енергія і глибина виходу вторинних частинок визначаються їх природою, властивостями матеріалу і енергією первинних електронів. Для створення зображення в СЕМ найбільш часто реєструються пружно розсіяні первинні або вторинні електрони. У СЕМ зображення поверхні у вторинних електронах створюється завдяки розгортці сфокусованого пучка електронів (зонда) по поверхні досліджуваного зразка. Пучок необхідного діаметра безперервно сканує деяку ділянку зразка аналогічно променю, який оббігає екран телевізійної трубки. Електричний сигнал, що виникає при бомбардуванні об'єкта електронами пучка, використовується для формування зображення на екрані телевізійного кінескопа або електронно-променевої трубки, розгортка якої синхронізована з

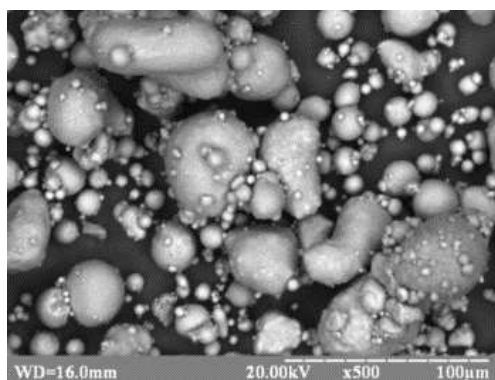
системою відхилення електронного пучка. Оскільки контраст, що виникає при реєстрації відбитих, тобто пружно розсіяних і вторинних електронів, в основному, пов'язаний з кутом падіння електронів на зразок, то на зображенні виявляється поверхнева структура [65].

Завдяки методу електронної мікроскопії можемо проводити:

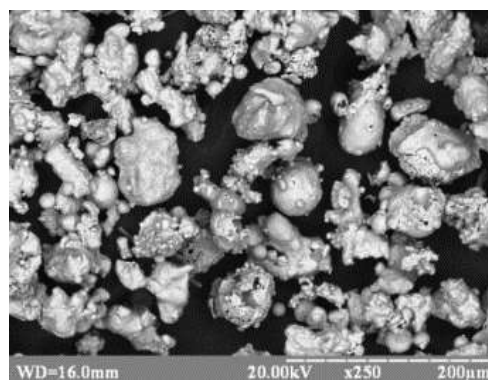
- а) Вивчення мікроструктури матеріалів при великому збільшенні;
- б) Визначення розмірів дисперсних частинок, кристалів, комірок;
- в) Визначення мікроструктури різних за природою матеріалів;
- г) Встановлення якісного та кількісного елементного складу;
- д) Фрактографічні дослідження структури поверхні зламів;

Електронно-мікроскопічні дослідження проводили за допомогою скануючого електронного мікроскопа з мікроаналізатором РЕММА-106И. Базується на принципі взаємодії електронного променя з речовиною, що досліджується.

За результатами електронно-мікроскопічних досліджень була встановлена морфологія частинок вихідних порошків металів AlFeCrTiMoCoNi сплаву, СЕМ зображення представлено на рисунку 2.8.



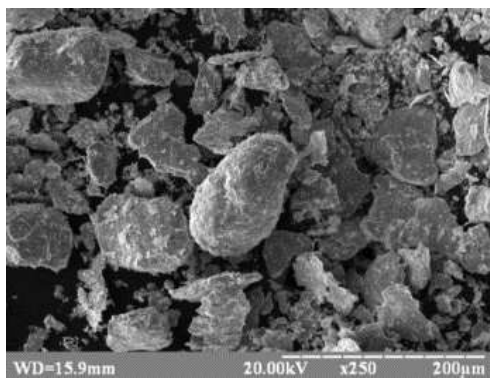
a



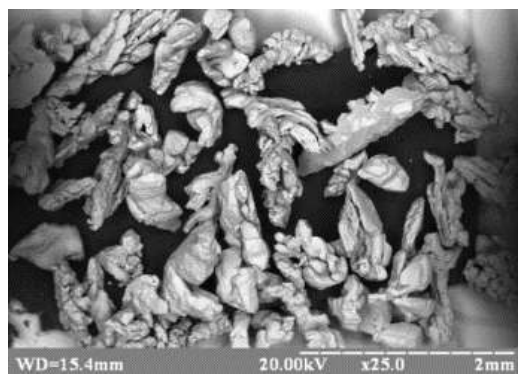
б

a - Al, *б* – Fe

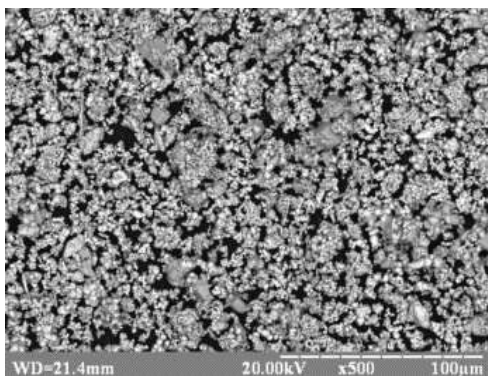
Рисунок 2.8 – СЕМ зображення морфології вихідних порошків металів



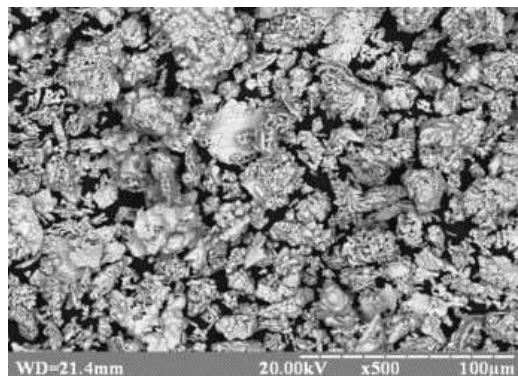
б



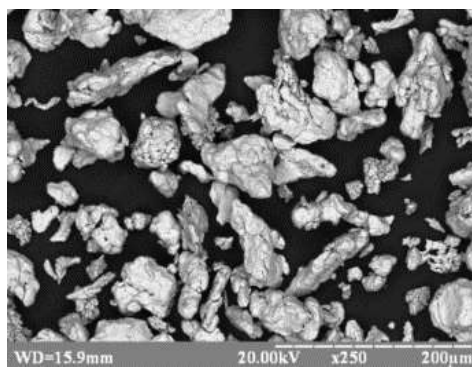
з



д



е



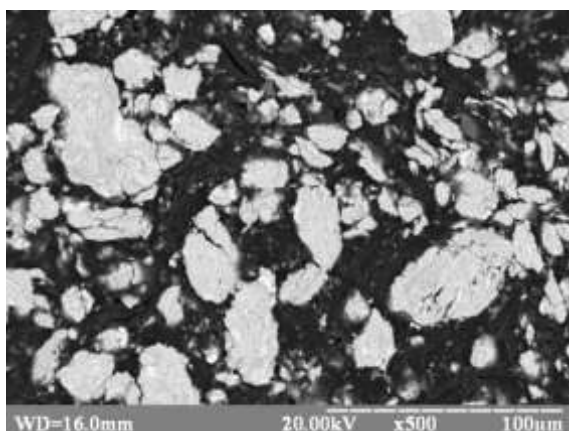
е

б - Cr, *з* - Ti, *д* - Mo, *е* - Co, *е* - Ni

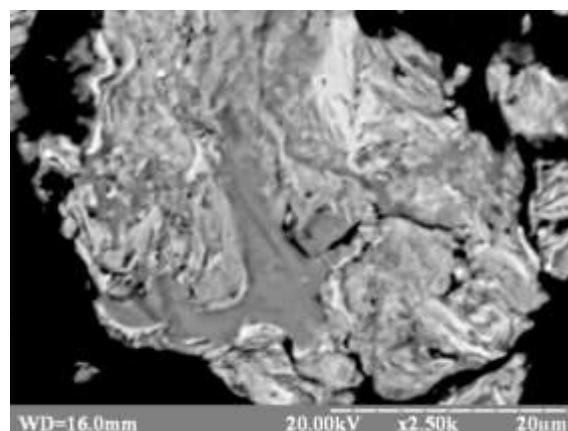
Рисунок 2.8, аркуш 2

Після отримання результатів електронно-мікроскопічного дослідження було виявлено морфологію досліджуваних порошків, що дає нам можливість ознайомитись та охарактеризувати форму частинок металів. Алюміній зазвичай має вузловато-втягнуту форму та мають діапазон розмірів 3-70 мкм. Частинки залізу в своїй більшості мають вугловату форму близьку до сферичної та знаходяться в діапазоні 5–90 мкм. Частинки хрому зазвичай мають склоподібну форму та мають розміри в діапазоні 7–120 мкм. Частинки титану, кобальту та молібдену схожі між собою тому, частіше мають дендритну форму, по розмірам частинки титану, молібдену та хрому досягають розмірів приблизно 600 мкм–1,4 мм у випадку титану, 3–100 мкм в другому та 3–130 мкм у випадку кобальту. Частинки нікелю мають форму уламків та досягають розмірів 7–120 мкм.

В процесі МЛ змінюється мікроструктура вихідних порошків. На рисунку 2.9 наведено СЕМ зображення мікроструктури сплавів системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 0.5 год механічного легування.



а

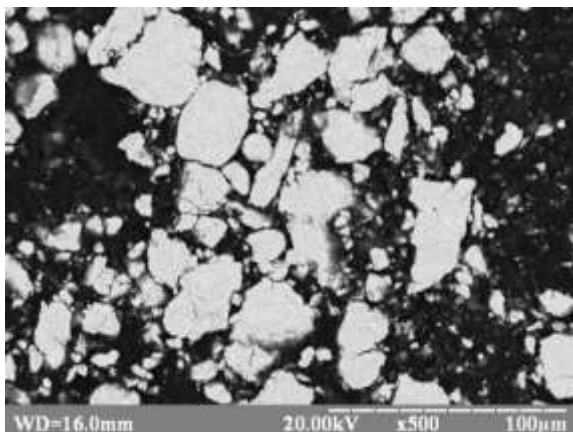


б

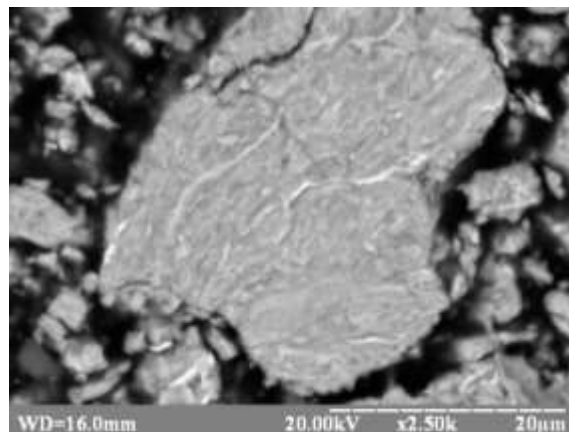
а, б – 0,5 год. МЛ

Рисунок 2.9 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 0,5 годин механічного легування

На рисунках 2.10–2.13 наведено СЕМ зображення мікроструктури порошкового сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 1,10,20,30 годин механічного легування.



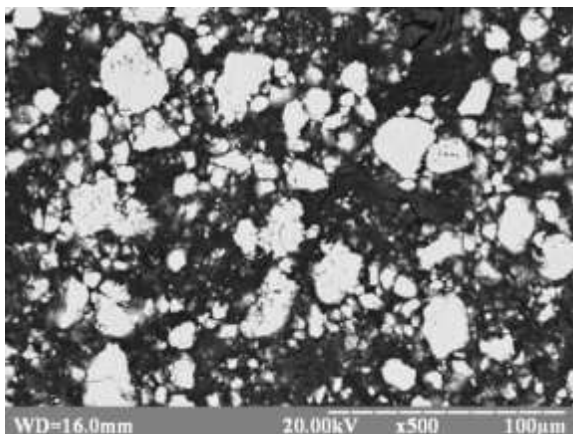
a



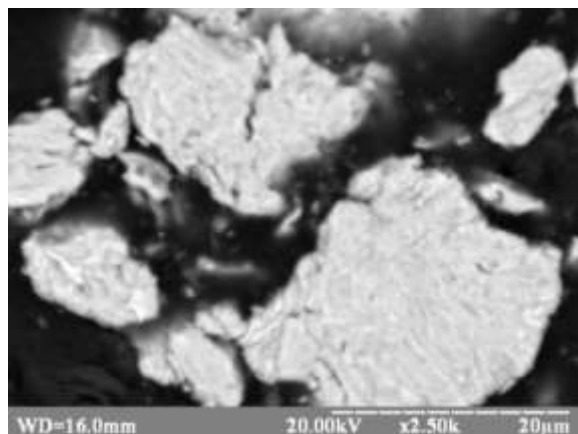
б

a, б – 1 год. МЛ

Рисунок 2.10 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 1 годин механічного легування



a



б

a, б – 10 год. МЛ

Рисунок 2.11 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 10 годин механічного легування

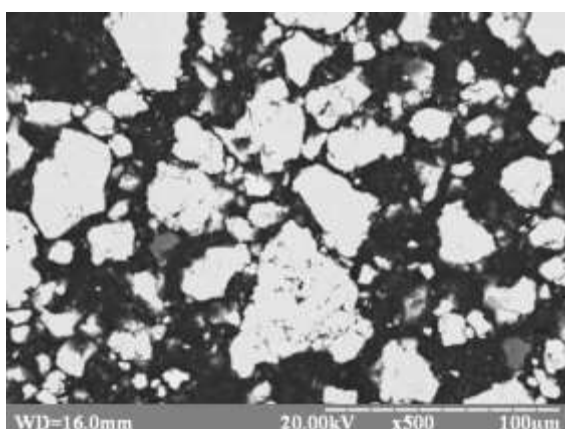
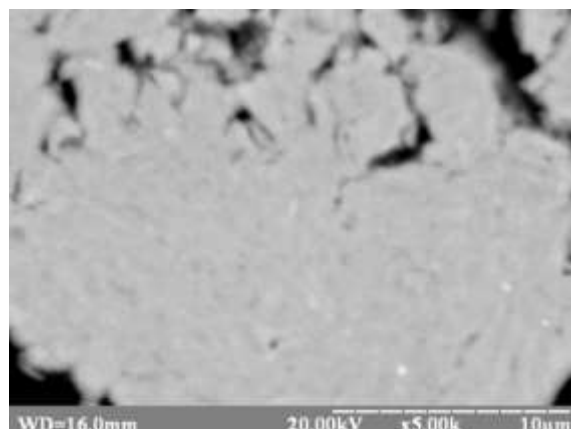
*a**б**a, б* – 20 год. МЛ

Рисунок 2.12 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 20 годин механічного легування

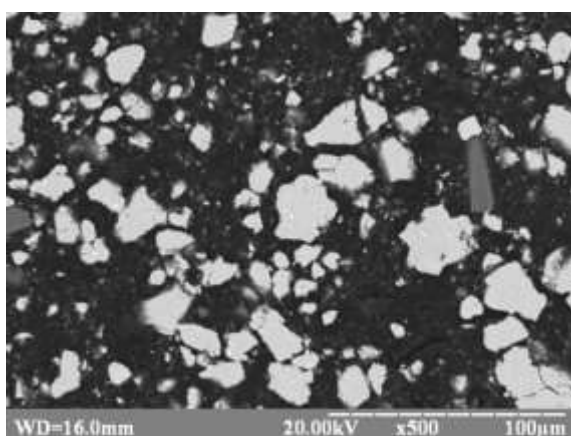
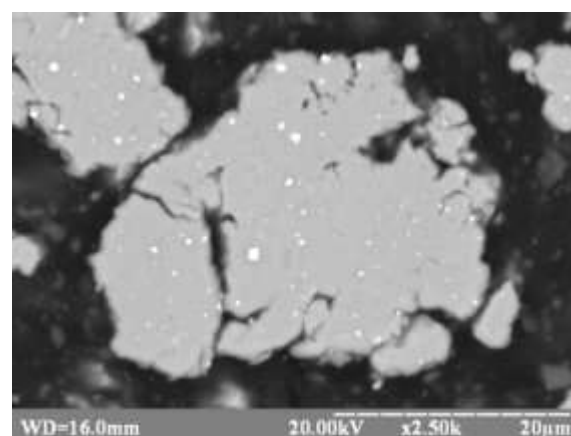
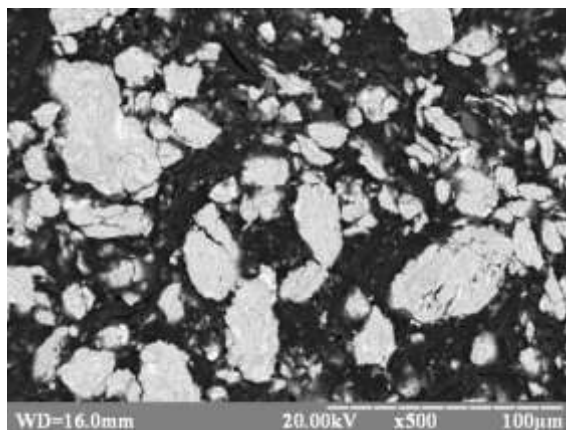
*a**б**a, б* – 0,5 год. МЛ

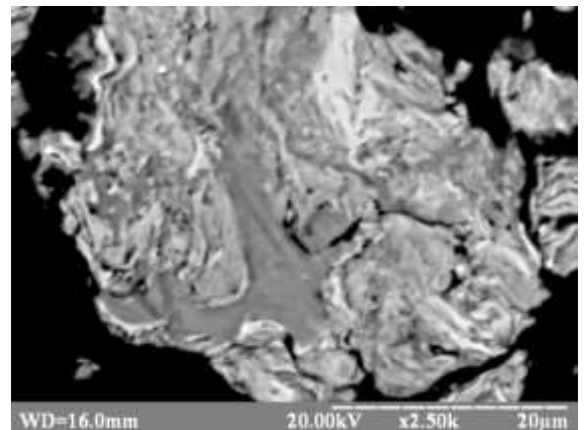
Рисунок 2.13 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового сплаву системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni після 30 годин механічного легування

З РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

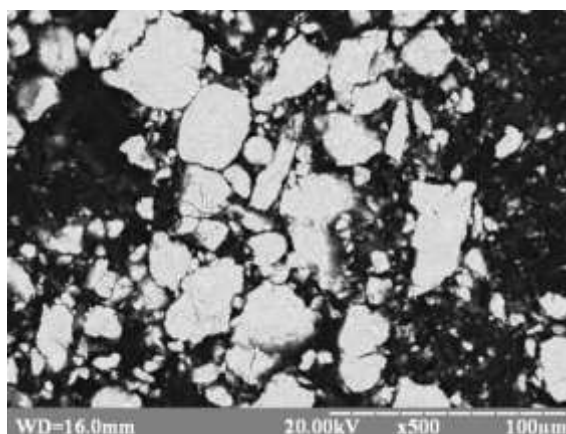
В ході виконання дипломної бакалаврської роботи було отримано багатокомпонентний порошковий сплав AlFeCrTiMoCoNi . Отримані зразки методом механічного легування протягом 30 годин МЛ. Були проведені дослідження, такі як: електронно-мікроскопічний аналіз та рентгеноструктурний аналіз який дав нам змогу дізнатися про морфологію, етапи формування структури та фазового складу даного сплаву на різних етапах механічного легування (рис. 3.1,3.2).



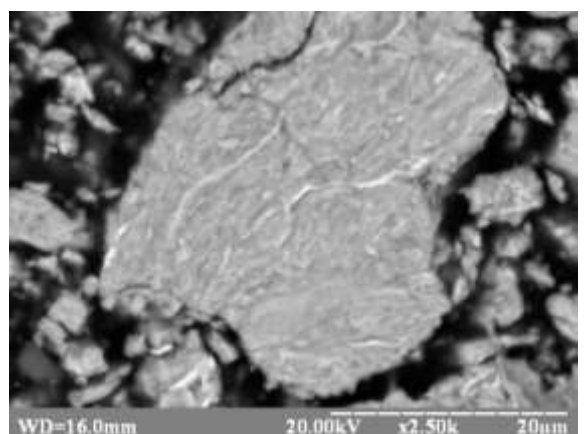
а



б



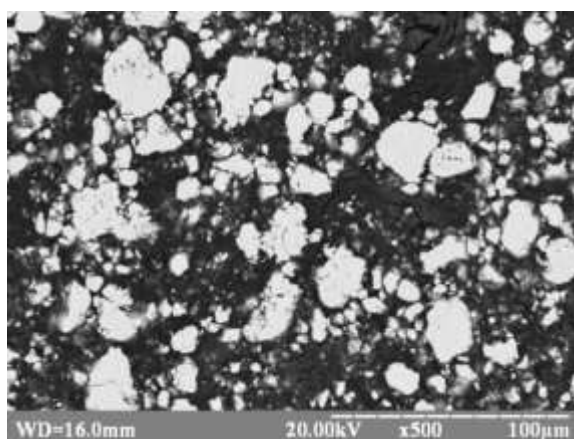
в



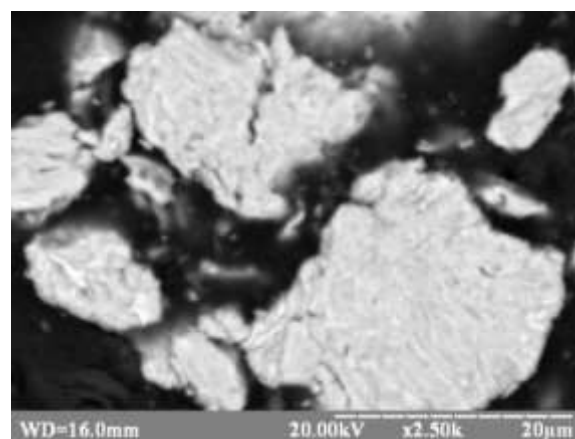
г

а, б – 0,5 год.; в,г – 1 год.;

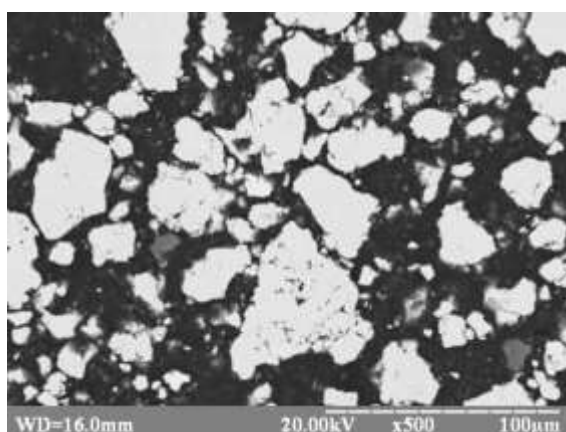
Рисунок 3.1 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового AlFeCrTiMoCoNi сплаву на різних етапах процесу механічного легування



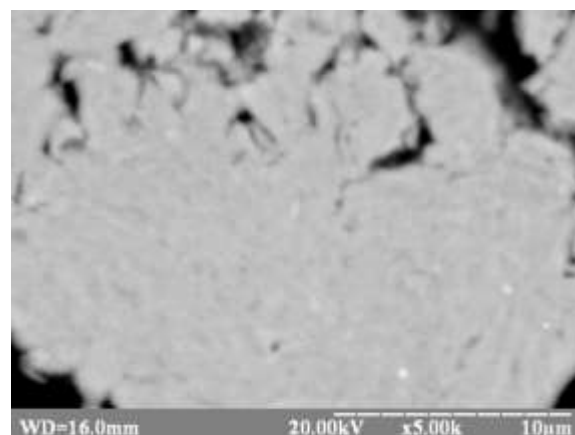
Д



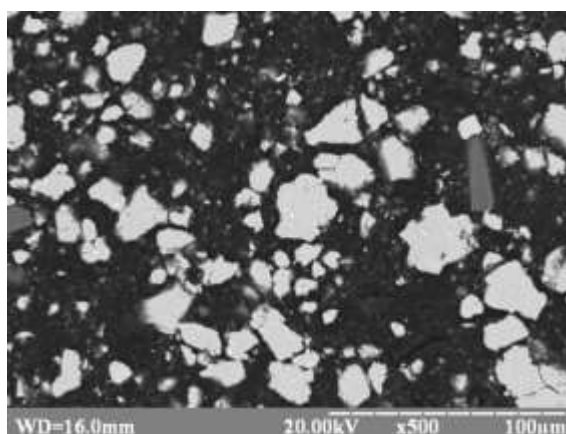
е



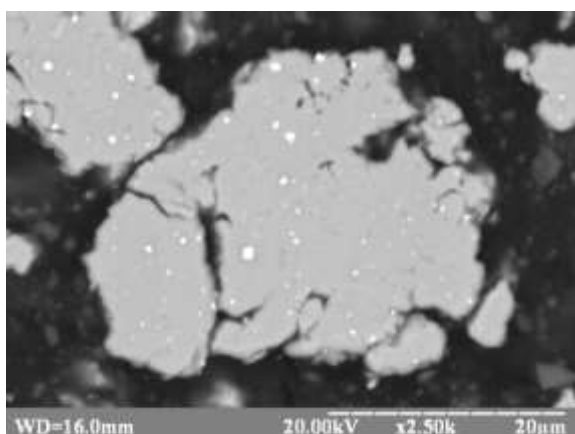
є



ж



з



и

д, е – 10 год.; **є**, ж – 20 год.; **з**, и – 30 год.

Рисунок 3.1, аркуш 2

На початковій стадії МЛ відбувається подрібнення порошку із одночасним холодним зварюванням частинок, через інтенсивну пластичну деформацію під час дії розмольних тіл на порошок, через це відбувається

процес коагуляції порошку, за рахунок сил зчеплення активізується налипання більш дисперсних частинок на менші, це призводить до формування більших за розміром частинок в початковий період процесу МЛ. Зі збільшенням часу механічного легування відбувається наклеп частинок порошку, в результаті чого підвищується їх твердість і процес руйнування порошкових частинок переважає над процесом холодного зварювання. На рисунку 2.9 можемо спостерігати структуру досліджуваного сплаву на перших стадіях механічного легування – 0,5 годин. Досліджуваний сплав проходив першу стадію легування, після подрібнення крихкої складової і утворення грубої фракції порошку в результаті спаювання пластичної складової, після чого почалась друга фаза, а саме холодне зварювання, в результаті чого почалась коагуляція між частиками.

На рисунку 2.10 можемо спостерігати мікроструктуру досліджуваного сплаву після 1 години механічного легування. Спостерігаємо активне подрібнення матеріалу, закінчилась стадія холодного зварювання і проходить третя стадія, яка сприяє прискоренню взаємної дифузії та полегшення процесу легування.

Після 10 годин механічного легування продовжуються структурні та фазові зміни. Проходить четверта стадія механічного легування, а саме відбувається утворення конгломерату при зварюванні композиційних частинок в хаотичному порядку.

При збільшенні часу механічного легування до 20 годин (рис. 2.12) можемо спостерігати більш однорідну структуру, закінчується процес утворення конгломерату, створення нанокристалічної структури, почався процес механічного легування та можемо спостерігати включення у вигляді WC.

Кінцеву стадію механічного легування можемо спостерігати на рисунку 2.13, на 30 годині механічного легування поступово закінчується 5 фаза, зростає коефіцієнт дифузії. Можемо спостерігати білі включення, які являють собою намел WC від стінок розмельної камери та кульок.

Рентгенівська дифракційна картина формування AlFeCrTiMoCoNi ВЕС на різних етапах механічного легування представлені на рисунку 3.2.

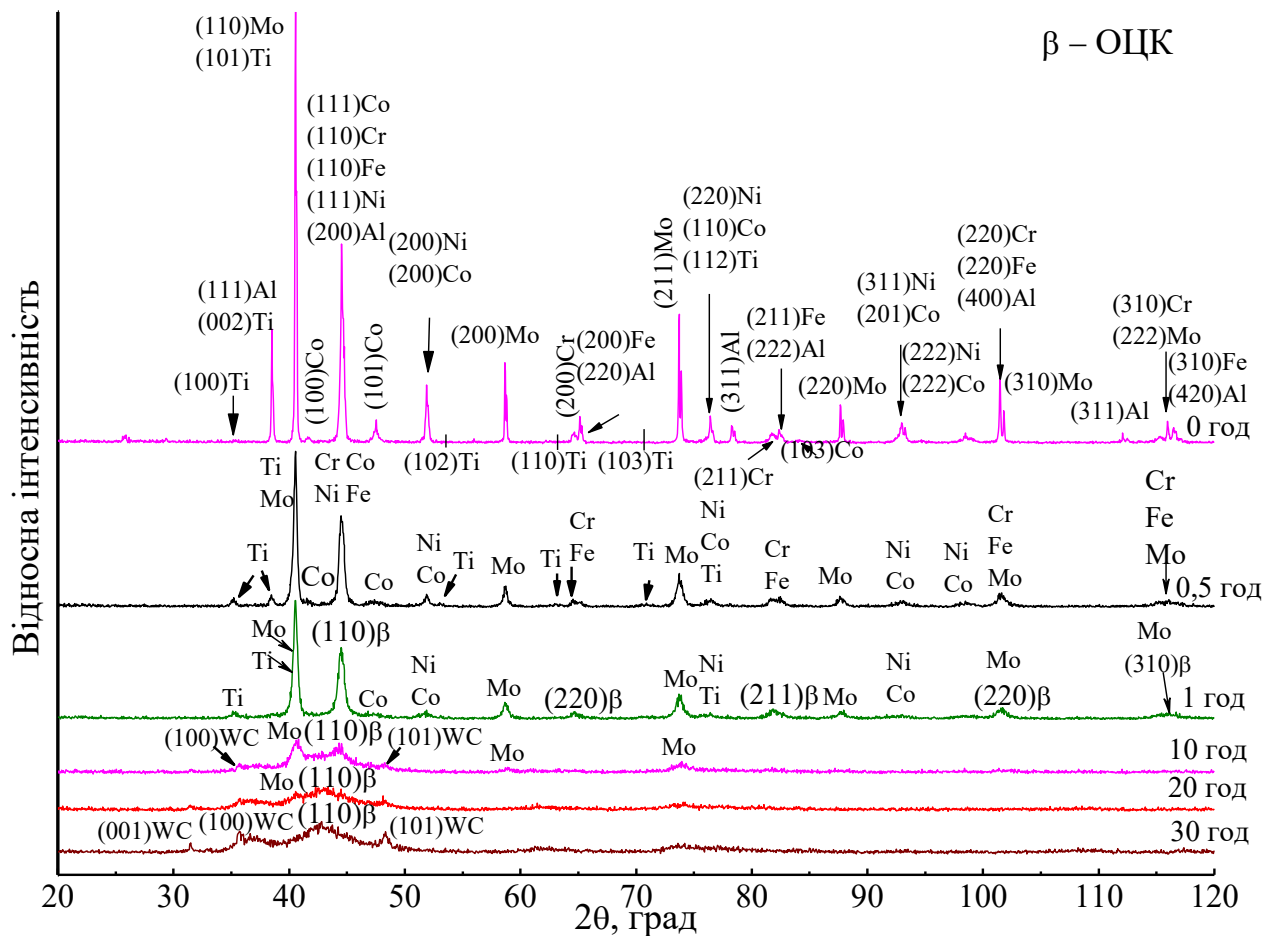


Рисунок 3.2 – Спектри рентгенівської дифракції сплаву AlFeCrTiMoCoNi отриманого методом механічного легування

Після 0,5 годин механічного легування досліджуваної суміші порошків можемо спостерігати, що максимуми які належали Al зникають зі спектрів рентгенівської дифракції швидше в порівнянні з максимумами інших елементів, це пояснюється тим, що Al має низьку температуру плавлення у порівнянні з іншими елементами. На початкових стадіях механічного легування вже можемо спостерігати зменшення інтенсивності піків, що говорить про поступове розчинення елементів в сплаві через їх вищу температуру плавлення в порівнянні з Al. Розмиття ліній та зменшення

інтенсивності вказує про подрібнення кристалів, викривлення кристалічної ґратки та високий рівень внутрішніх мікронапружень при взаємному розчиненні атомів різних компонентів [63], [64], [66]–[68].

Після обробки суміші порошків механічним легуванням протягом 1 години в спектрі рентгенівської дифракції виникає система максимумів, що співпадає з положенням максимумів Fe та Cr, яка може бути ідентифікована як ОЦК-твердий розчин. Через те, що Cr та Fe мають необмежену взаємну розчинність всі інші компоненти сплаву розчиняються в їх решітці. Твердий розчин в AlFeCrTiMoCoNi сплаві утворюється на основі компонентів Cr та Fe через те, що вони утворюють безперервний ряд ОЦК-твердих розчинів. Період решітки на даному етапі механічного легування дорівнює $a=0,2878$. Структура частинок досліджуваного сплаву стає більш тонкою, хоча за допомогою СЕМ аналізу ми бачимо, що структура ще не є однорідною (рис. 2.4). При збільшенні часу механічного легування до 10 годин в спектрі рентгенівської дифракції спостерігаються лише найбільш інтенсивний максимум (110) β ОЦК-твердого розчину, а лінії інших елементів, крім Мо, зникають, що свідчить про розчинення Co, Ni, Ti в решітці ОЦК-твердого розчину на основі хрому та заліза. Подрібнення структури до нанорівня під час МЛ сприяє активному взаємному розчиненню елементів. Лінія ОЦК-твердого розчину зміщується в бік менших кутів, що свідчить про збільшення періоду кристалічної ґратки та підтверджує розчинення Ti та Мо, які мають більші атомні радіуси порівняно з Fe, Cr, Co та Ni. Але в спектрі спостерігаються максимуми залишкового Мо, якій ще не повністю розчинився. Наявність чи поява ліній карбіду вольфраму в рентгенівському дифракційному спектрі пояснюється поступовим намелом від стінок розмельної камери і кульок через збільшення часу механічного легування.

Після 20 годин механічного легування в дифракційному спектрі сплаву спостерігається майже повне злиття максимумів Мо та ОЦК твердого розчину, тобто майже повне розчинення Мо, чому сприяє подальше подрібнення структури до більш дрібної та збільшується викривлення

решітки за рахунок розчинення. На кутах дифракції більше 50° максимуми ОЦК-твердого розчину стають настільки розмити, що їх виявити майже неможливо. Максимуми WC стають більш вираженими з поступовим збільшенням часу механічного легування.

Через 30 год. МЛ ОЦК-твердого розчину стає більш однорідним, про що свідчить симетрична форма максимуму $(110)\beta$ і відсутність максимумів компонентів вихідної порошкової суміші в дифракційному спектрі (рис. 3.2), що вказує на завершення процесу формування сплаву [3]. При цьому кількість домішок карбіду WC в складі сплаву збільшується.

Провівши рентгеноструктурний аналіз можемо зробити висновок, що сплав AlFeCrTiMoCoNi складається з пересиченого твердого розчину ОЦК кристалічної структури, та містить домішки карбіду вольфраму. Галузі використання даного сплаву безліч, міцність та зносостійкість даного сплаву після термічної обробки буде не гірше ніж у інструментальних та підшипникових сплавів, тому з їх можна виготовити деталі, інструменти, штампи та інші вироби які будуть працювати в умовах де вимагається висока міцність та зносостійкість.

4 РОЗДІЛ ОХОРОНИ ПРАЦІ

Мета розділу – аналіз небезпечних та шкідливих чинників під час операцій дозування, і розмелу порошоків за допомогою планетарного млина, а також розробка засобів захисту від них. В розділі описуються правові та організаційні питання, розглядається науково-дослідна лабораторія, в якій виконувалась робота, аналізується мікроклімат, освітлення, рівень шуму, запиленість повітря, електробезпека та пожежна безпека цього приміщення.

4.1 Правові та організаційні основи охорони праці на підприємстві

Законодавство України про охорону праці являє собою систему взаємопов'язаних нормативно-правових актів, що регулюють відносини у галузі реалізації державної політики щодо правових, соціально-економічних, організаційно-технічних, санітарно-гігієнічних і лікувально-профілактичних заходів та засобів, спрямованих на збереження здоров'я і працездатності людини в процесі праці. Воно складається з Закону України «Про охорону праці», Кодексу законів про працю України, Закону України "Про загальнообов'язкове державне соціальне страхування від нещасного випадку на виробництві та професійного захворювання, які спричинили втрату працездатності" та прийнятих відповідно до них нормативно-правових актів [69].

Звернемося до Закону України «Про охорону праці» та розглянемо 13, 14 та 15 статті, відповідно до яких:

Управління охороною праці та обов'язки роботодавця. Роботодавець зобов'язаний створити на робочому місці в кожному структурному підрозділі умови праці відповідно до нормативно-правових актів, а також забезпечити додержання вимог законодавства щодо прав працівників у галузі

охорони праці. З цією метою роботодавець забезпечує функціонування системи управління охороною праці [69].

Обов'язки працівника щодо додержання вимог нормативно-правових актів з охорони праці. Працівник зобов'язаний [69]:

а) дбати про особисту безпеку і здоров'я, а також про безпеку і здоров'я оточуючих людей в процесі виконання будь-яких робіт чи під час перебування на території підприємства;

б) знати і виконувати вимоги нормативно-правових актів з охорони праці, правила поведінки з машинами, механізмами, устаткуванням та іншими засобами виробництва, користуватися засобами колективного та індивідуального захисту;

в) проходити у встановленому законодавством порядку попередні та періодичні медичні огляди.

Служба охорони праці на підприємстві. На підприємстві з кількістю працюючих 50 і більше осіб роботодавець створює службу охорони праці відповідно до типового положення, що затверджується центральним органом виконавчої влади, що забезпечує формування державної політики у сфері охорони праці. На підприємстві з кількістю працюючих менше 50 осіб функції служби охорони праці можуть виконувати в порядку сумісництва особи, які мають відповідну підготовку. На підприємстві з кількістю працюючих менше 20 осіб для виконання функцій служби охорони праці можуть залучатися сторонні спеціалісти на договірних засадах, які мають відповідну підготовку [69].

В НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського» існує відділ охорони праці, керівником якого є Луцик Едуард Григорович. Відповідальними за охорону праці на підприємстві в університеті є Згуровський Михайло Захарович, на інженерно-фізичному факультеті і кафедрі високотемпературних матеріалів та порошкової металургії – Лобода Петро Іванович, в лабораторії 018 навчального корпусу №9 – Богомол Юрій Іванович.

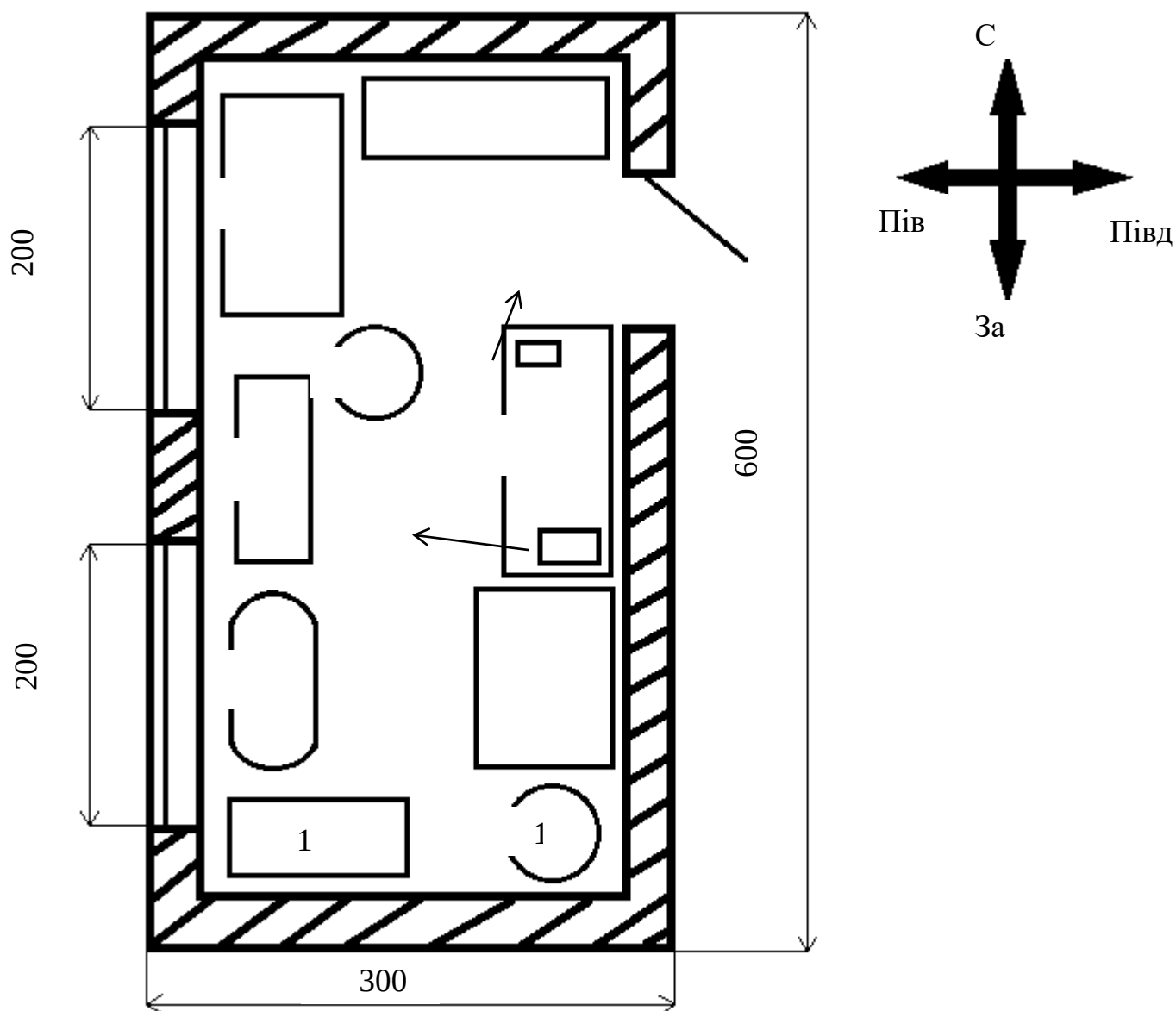
4.2 Аналіз параметрів приміщення

Основна частина дипломної роботи була проведена в науково-дослідній лабораторії гранулометричного та ситового аналізу, план-схема якої зображена на рисунку 4.1. Виробниче приміщення має прямокутну форму з характеристики приміщення в якому знаходиться робоче місце зведені в таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 – Характеристики робочого приміщення

Довжина, м	6
Ширина, м	3
Висота, м	3,8
Периметр, м	18
Площа, м ²	18
об'єм, м ³	68,4

Основні вимоги до будівель виробничого призначення викладені в СНіП 2.09.02-85, відповідно до яких досліджувана лабораторія відповідає нормам.



1, 5 – робочий стіл; 2 – шнек; 3, 8, 11 – планетарний млин;
 4 – механічні лещата; 6 – вібраційне сито; 7 – свердлильний станок;
 9 – шнековий екструдер; 10 – кульовий млин;

Рисунок 4.1 – План-схема виробничого приміщення

4.3 Аналіз параметрів мікроклімату в приміщенні

Державні санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень України регламентуються ДСН 3.3.6.042-99.

Мікроклімат виробничих приміщень – умови внутрішнього середовища цих приміщень, що впливають на тепловий обмін працюючих з оточенням шляхом конвекції, кондукції, теплового випромінювання та випаровування вологи. Ці умови визначаються поєднанням температури, відносної вологості та швидкості руху повітря, температури оточуючих людину поверхонь та інтенсивністю теплового (інфрачервоного) опромінення [70].

Робоча зона – простір, в якому знаходяться робочі місця постійного або непостійного (тимчасового) перебування працівників [70].

Непостійне робоче місце – місце, на якому працюючий знаходиться менше 50% робочого часу або менше 2-х годин безперервно [70].

Для робочої зони виробничих приміщень встановлюються оптимальні та допустимі мікрокліматичні умови з урахуванням важкості виконуваної роботи та періоду року.

Оптимальні мікрокліматичні умови – поєднання параметрів мікроклімату, що при тривалому та систематичному впливі на людину забезпечують зберігання нормального теплового стану організму без активізації механізмів терморегуляції. Вони забезпечують відчуття теплового комфорту та створюють умови для високого рівня працездатності [70].

Допустимі мікрокліматичні умови – поєднання параметрів мікроклімату, які при тривалому та систематичному впливі на людину можуть викликати зміни теплового стану організму, що швидко минають і нормалізуються та супроводжуються напруженням механізмів терморегуляції в межах фізіологічної адаптації. При цьому не виникає

ушкоджень або порушень стану здоров'я, але можуть спостерігатися дискомфортні тепловідчуття, погіршення самопочуття та зниження працездатності [70].

Виділяють два періоди року в залежності від середньодобової температури зовнішнього середовища – холодний і теплий. У даному випадку виробнича діяльність відбувалася в холодний період року. Холодний період року – період року, який характеризується середньодобовою температурою зовнішнього повітря, що дорівнює $+10^{\circ}\text{C}$ і нижче [70].

Також обов'язковим при аналізі параметрів мікроклімату у виробничому приміщенні є вибір категорії робіт. Категорія робіт – розмежування робіт за важкістю на основі загальних енерговитрат організму [70]. Всі роботи поділяють на три категорії:

- а) легкі фізичні роботи;
- б) фізичні роботи середньої важкості;
- в) важкі фізичні роботи.

Відповідно до цього, можемо зробити висновок, що проведені роботи належать до першої категорії, а саме Іб, оскільки, згідно визначення приведенного в ДСН 3.3.6.042-99, виконуються сидячи, стоячи або пов'язані з ходінням та супроводжуються деяким фізичним напруженням.

Виміряні показники мікроклімату в досліджуваному виробничому приміщенні порівняємо з оптимальними та допустимими величинами, результати занесено до таблиці 4.2.

Таблиця 4.2– Виміряні, оптимальні та допустимі величини
мікроклімату досліджуваного виробничого приміщення

Величини	Температура повітря, $^{\circ}\text{C}$	Відносна вологість повітря, %	Швидкість руху повітря, м/с
Виміряні	17 – 19	60 – 65	0,1 – 0,2

Продовження таблиці 4.2

Оптимальні	21 – 23	40 – 60	0,1
Допустимі	17 – 25	≤ 75	$\leq 0,2$

В результаті можна зробити висновок, що виміряні дані не виходять за межі допустимих, що свідчить про дотримання вимог до виробничих приміщень встановлених ДСН 3.3.6.042-99.

4.4 Аналіз освітлення у приміщенні

Основним нормативним документом, відповідно до якого здійснюється нормування освітлення в Україні є ДБН В.2.5-28-2006.

Для створення сприятливих умов зорової роботи освітлення робочих приміщень повинне задовольняти наступним умовам [71]:

- а) мають бути забезпечені рівномірність та часова стабільність рівня освітленості у приміщенні, відсутність різких контрастів між освітленістю робочої поверхні та навколишнього простору, відсутність на робочій поверхні різких тіней (особливо рухомих);
- б) рівень освітленості робочих поверхонь має відповідати гігієнічним нормам для даного виду роботи;
- в) штучне світло, що використовується на підприємствах, за своїм спектральним складом має наближатися до природного;
- г) у полі зору предмета не повинно створювати сліпучого блиску;
- д) бути надійним, простим в експлуатації та економічним;
- е) не створювати небезпечних та шкідливих факторів (шум, теплові випромінювання, небезпеку ураження струмом, пожежо- та вибухонебезпечність).

Недостатня або надмірна освітленість, нерівномірність освітлення в полі зору втомлює очі, призводить до зниження продуктивності праці, при цьому

зростає потенційна небезпека помилкових дій і нещасних випадків. Надмірна яскравість джерел світла може спричинити головний біль, різь в очах, розлад гостроти зору, світлові відблиски – тимчасове засліплення.

В досліджуваному приміщенні використовується природне і штучне освітлення. Природне бічне освітлення забезпечується за допомогою двох вікон загальною площею близько 10 м² орієнтованих на північ. Загальне штучне освітлення забезпечується завдяки достатній кількості люмінесцентних ламп. Робота, яка виконується в досліджуваному приміщенні не вимагає високої точності вимірювань, рівень освітлення відповідає нормам встановленим ДБН В.2.5-28-2006.

4.5 Аналіз рівня шуму

Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку в Україні регламентуються ДСН 3.3.6.037-99.

Тривалий вплив шуму на людину призводить до зниження пам'яті, запаморочення, підвищеної стомлюваності, дратівливості тощо. До об'єктивних симптомів шумової хвороби відносяться: зниження слухової чутливості, зміна функцій травлення, що виражається в зниженні кислотності, серцево-судинній недостатності, нейроендокринному розладі. Такі зрушення в роботі низки органів і систем організму людини можуть викликати негативні зміни в емоційному стані людини, якості і безпеці його праці. Шум заважає відпочинку людини, знижує його працездатність особливо при розумовій діяльності, перешкоджає сприйняттю звукових інформаційних сигналів, що може сприяти появі травмонебезпечних ситуацій. В окремих випадках зниження продуктивності праці може перевищувати 20% [72].

Головним джерелом виробничого шуму в досліджуваному приміщенні є планетарний млин, рівень якого перевищує допустимі норми встановлені ДСН 3.3.6.037-99, що призводить до виникнення профзахворювань.

Уникнення впливу високих значень виробничого шуму досягається головним чином завдяки мінімальному проміжку часу перебування на близькій відстані з обладнанням, інакше кажучи, після включення планетарного млина оператор покидає приміщення на час проведення операції розмелу, перебуваючи на безпечній відстані від джерела шуму.

4.6 Аналіз запиленості повітря

Шкідлива речовина, по ГОСТ 12.1.007-76 - це речовина, яка при контакті з організмом людини в наслідок порушення норм безпеки може викликати виробничі травми, професійні захворювання або відхилення в стані здоров'я. Пил здійснює негативний вплив на дихальні шляхи, легені, очі та шкіру людини. Пил може причинити організму людини фіброгенну, подразнюючу і токсичну дію [73].

В досліджуваному приміщенні проводилися операції дозування, зважування та завантаження суміші порошків Fe, Ni, Cr, Mo, Al, Ti, Co в розмельні камери для послідовного розмелу в планетарному млині, кількість цих речовин у повітрі не перевищує гранично допустимих концентрацій передбачених ГОСТ 12.1.005-88.

4.7 Електробезпека

Електробезпека — система організаційних і технічних заходів та засобів, що забезпечують захист людей від шкідливої і небезпечної дії електричного струму, електричної дуги, електричного поля і статичної електрики.

Протікання струму через тіло людини супроводжується термічним, електролітичним та біологічним ефектами.

В досліджуваному приміщенні знаходиться обладнання, що живиться напругою від мережі 220 та 380 В. Тому існує потенційна небезпека ураження електричним струмом.

Можливі наступні випадки ураження струмом:

а) випадковий дотик або небезпечне наближення до струмопровідних частин, які перебувають під напругою [74];

б) дотик до конструктивних не струмопровідних металевих частин електроустаткування, які зазвичай не знаходяться під напругою, але виявилися під напругою внаслідок пошкодження ізоляції струмопровідних частин [74];

в) ураження полум'ям електричної дуги, яка виникає іноді при розриві ланцюга струму, коротких замикань та ін. [74].

Для запобігання ураження струмом використовуються наступні засоби:

г) електрична ізоляція струмоведучих частин;

д) розташування струмоведучих частин на недосяжній висоті або в недосяжному місці;

е) попереджувальні написи;

є) захисне заземлення корпусів електроустаткування і електроприладів.

Відповідно до правил улаштування електроустановок ПУЕ-2010, виробничі приміщення й умови роботи за ступенем небезпеки ураження струмом поділяються на три класи:

а) без підвищеної небезпеки;

б) з підвищеною небезпекою;

в) особливо небезпечні.

Досліджуване приміщення відноситься до першої категорії.

4.8 Пожежна безпека

Категорія пожежної небезпеки приміщення – це класифікаційна характеристика пожежної небезпеки об'єкта, що визначається кількістю і пожежонебезпечними властивостями речовин і матеріалів, які знаходяться в них з урахуванням особливостей технологічних процесів, розміщених в них виробництв [74], [75].

Відповідно до ОНТП 24-86, приміщення за вибухопожежною та пожежною небезпекою поділяють на п'ять категорій (А, Б, В, Г, Д). В досліджуваній лабораторії проводяться роботи з порошками здатними при певних температурах піддаватися горінню. Але їх кількість недостатня для виникнення тиску вибуху більше 5кПа. У зв'язку з цим можна зробити висновок, що досліджувана лабораторія відноситься до категорії В і є пожежонебезпечною.

План евакуації з дослідної лабораторії приведено на рисунку 5.2.

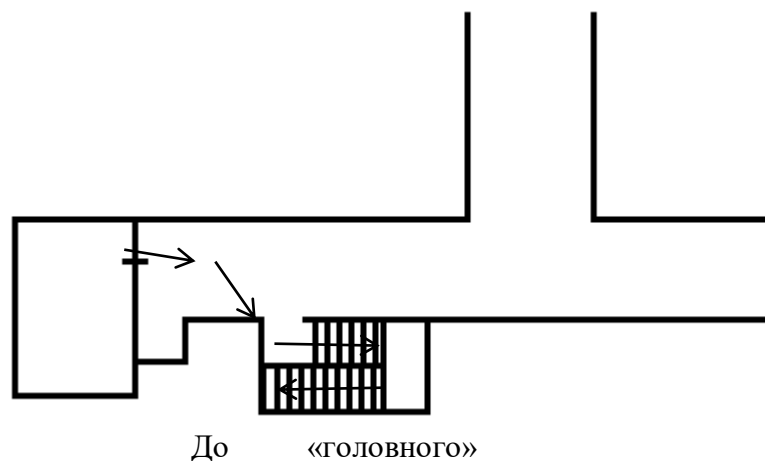


Рисунок 4.2 – План евакуації з дослідного приміщення

Як показує практика, основними причинами пожеж на виробництві є недотримання вимог нормативних документів з питань пожежної безпеки.

4.9 Висновки до розділу охорони праці

У даному розділі було проведено аналіз небезпечних та шкідливих чинників під час операцій дозування і розмелу порошків за допомогою планетарного млина. Були описані правові та організаційні питання, розглянуто науково-дослідну лабораторію, в якій виконувалась робота, проаналізовано мікроклімат, освітлення, рівень шуму, запиленість повітря, а також електробезпеку та пожежну безпеку цього приміщення. В результаті можна зробити висновок, що всі розглянуті питання відповідають нормам, при дотриманні вимог безпеки праці нічого не загрожує життю та здоров'ю працівників.

5 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ

5.1 Науково-технічна актуальність НДР

Сучасний розвиток технології потребує нові конструкційні матеріали які будуть мати високі фізико-механічні та експлуатаційні властивості. Тому все частіше виникає потреба в нових матеріалах які будуть задовольняти їх вимогам. До таких матеріалів відносяться високоентропійні сплави. Високоентропійні сплави можуть в багатьох умовах , будь-то застосування в умовах динамічних навантажень до експлуатації в морській воді. Високоентропійні сплави можуть мати високу зносостійкість, твердість, стійкість до окисленням , корозійну стійкість, навіть радіаційну стійкість. Перспективним методом виготовлення високоентропійних сплавів є механічне легування. Механічне легування дозволяє контролювати хімічний та фазовий склад по всьому об'єму матеріалу. Підвищення механічних властивостей в даному класі матеріалів досягається за рахунок створення нанокристалічної структури.

В даній роботі ми розглянемо високоентропійний сплав системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni-Mo, розглянемо процес утворення фазового складу та мікроструктури, що є актуальним завданням, рішення якого дозволить в майбутньому створювати ВЕСи з наперед заданими властивостями.

5.2. Розрахунок витрат на проведення НДР

Розрахунок усіх витрат організації-виконавця НДР, пов'язаних з виконанням теми, дає можливість встановити її собівартість або кошторисну вартість. Кошторис розробляє виконавець робіт на основі календарного плану проведення досліджень і затверджує замовник або орган, що забезпечує фінансування робіт. Як правило, кошторис складається до початку виконання робіт і тому називається плановим.

Методичні поради щодо встановлення величини витрат на проведення робіт по темі в розрізі типових статей кошторисної вартості (калькуляції собівартості) НДР наводяться нижче.

5.2.1. Витрати на оплату праці

Витрати за цією статтею включають заробітну плату безпосередніх виконавців теми, а заробітна плата адміністративно-управлінського персоналу, працівників дослідних виробництв включаються в кошторисну вартість теми через статтю «Накладні витрати». Крім цього, слід враховувати, що для тем, які фінансуються за рахунок держбюджету прибуток не планується і тому в дану статтю витрат включається тільки основна заробітна плата (без премій та інших виплат, що здійснюються із прибутку).

Витрати на оплату праці розраховують на основі даних про трудомісткість окремих робіт по темі (табл. 5.1) та посадових окладів безпосередніх їх виконавців (табл. 5.2).

Загальна трудомісткість робіт, що виконуються безпосередньо студентом (інженером-дослідником), визначається навчальним планом відповідного напрямку підготовки.

Таблиця 5.1 – Трудомісткість етапів НДР

Етапи НДР	Трудомісткість, людино-днів			Разом людино- днів
	Старший науковий співробітник	Інженер- дослідник	Лаборант	
Підготовка	7	10	-	17
Експериментальна частина	12	20	31	63
Пояснювальна записка	8	18	-	26
Оформлення, перевірка, захист	5	9	-	14
Разом	32	57	31	120

Подальші розрахунки витрат на оплату праці проводяться за алгоритмом, зрозумілим із табл. 5.2.

Середньоденна заробітна плата за категоріями виконавців розраховується шляхом ділення їх посадового місячного окладу на 21,2 (де 21,2 – усереднене число робочих днів за місяць).

Таблиця 5.2 – Розрахунок витрат на оплату праці

Посада виконавців теми	Планова трудомісткість, люд.-днів	Заробітна плата, грн		
		Посадовий місячний оклад	Середньоденна зарплата	Усього за виконавцями
1	2	3	4	5
1. Старший науковий співробітник	32	8500	400,94	12830,08
2. Інженер-дослідник	57	6000	283,02	16132,14
3. Лаборант	31	6245	294,57	9131,67
Разом оплата праці з теми				38093,89

5.2.2. Єдиний соціальний внесок

Єдиний соціальний внесок (ЄСВ) – це обов’язкове відрахування на загальнодержавне соціальне страхування. З 1 січня 2016 р. ставка ЄСВ складає 22 %. Базою для нарахування ЄСВ слугують загальні витрати на оплату праці по темі (підсумок по табл.4.2).

$$\text{ЄСВ} = \text{ЗП} \cdot 0,22 \quad (5.1)$$

де ЗП – загальні витрати на оплату праці по темі.

Наразі ЄСВ буде становити:

$$\text{ЄСВ} = 38093,89 \cdot 0,22 = 8380,65$$

5.2.3. Матеріали, необхідні для проведення досліджень

Витрати на матеріали, які необхідні для проведення даної НДР вираховуються з ціни одиниці і загальної кількості використаного матеріалу. Результати розрахунків зведені в таблиці 5.3.

Таблиця 5.3 – Вартість матеріалів, необхідних для виконання НДР

Найменування матеріалів	Стандарт	Одиниці вимірювання	Кількість	Ціна за одиницю, грн.	Сума, грн.
1	2	3	4	5	6
Порошок Al	ГОСТ 6058–73	кг	0,004	100	0,4
Порошок Ni	ГОСТ 9722–97	кг	0,009	270	2,43
Порошок Co	ГОСТ 9721-79	кг	0,009	2600	23,4
Порошок Fe	ГОСТ 9849–86	кг	0,009	50	0,45
Порошок Cr	ТУ14-00186482-051-2005	кг	0,008	240	1,92
Етиловий спирт 96%	ГОСТ 18300–87	л	1	110	110
Інші матеріали	—	—	—	—	40
Загальна вартість	—	—	—	—	189,52

Транспортно-заготівельні витрати приймаємо на рівні 10 % від планової вартості загальних витрат на матеріали:

$$T_v = 189,52 \cdot 0,1 = 18,95 \text{ грн}$$

У такому разі загальна сума витрат на закупівлю матеріалів та їх транспортування буде становити:

$$B_m = 189,52 + 18,95 = 208,47 \text{ грн}$$

5.2.4. Енергоносії для проведення досліджень

Всі роботи проводились безпосередньо в лабораторіях Національного технічного університету України «Київський Політехнічний Інститут ім. Ігоря Сікорського», тому витрати на енергоносії не передбачені.

5.2.5. Витрати на спеціальне обладнання

В роботі використовується вже існуюче обладнання: скануючий електронний мікроскоп з енергодисперсійним мікроаналізатором REMMA-106I, рентгенівський дифрактометр Ultima IV, планетарний млин, ювелірні електронні ваги, комп'ютер. Спеціальне устаткування для виконання НДР не закуповувалось.

5.2.6. Вартість послуг сторонніх організацій

Дана робота не потребувала оренди дослідницьких установок, адже всі вони були в наявності. Зразки вивчались безпосередньо в лабораторіях Національного технічного університету України «Київський Політехнічний

Інститут ім. Ігоря Сікорського», тому витрати на послуги сторонніх організацій не передбачені.

5.2.7. Витрати на службові відрядження

Всі роботи проводились безпосередньо в лабораторіях Національного технічного університету України «Київський Політехнічний Інститут ім. Ігоря Сікорського», тому витрати на відрядження не передбачені.

5.2.8. Інші прямі невраховані витрати

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

$$I_{\text{в}} = (ЗП + \text{ЄСВ} + B_{\text{м}}) \cdot 0,1, \quad (5.2)$$

Наразі $I_{\text{в}}$ буде становити:

$$I_{\text{в}} = (38093,89 + 8380,65 + 208,47) \cdot 0,1 = 4668,30 \text{ грн}$$

5.2.9. Накладні витрати

Накладні витрати включаються до калькуляції кошторисної вартості теми пропорційно обсягам витрат на оплату праці основних виконавців або пропорційно сумі прямих витрат на виконання теми досліджень по нормативам організації-виконавця цього дослідження.

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

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

$$H_{\text{в}} = (ЗП + \text{ЄСВ} + B_{\text{м}} + I_{\text{в}}) \cdot 0,2, \quad (5.3)$$

Наразі $H_{\text{в}}$ буде становити:

$$H_{\text{в}} = (38093,89 + 8380,65 + 208,47 + 4668,30) \cdot 0,2 = 10270,26 \text{ грн}$$

5.2.10. Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми

Планова калькуляція вартості проведення досліджень по темі складається на підставі виконаних розрахунків та нормативних даних (табл.5.4).

Таблиця 5.4 – Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

Найменування статей витрат	Сума, грн	Обґрунтування
1	2	3
1.Витрати на оплату праці	38093,89	Відповідно до розрахунків

Продовження таблиці 5.4

2.Єдиний соціальний внесок	8380,65	22,0 % від загальних витрат на оплату праці
3.Матеріали для проведення досліджень	208,47	Відповідно до розрахунків
4.Енергоносії для проведення досліджень	—	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку включаються у статтю накладні витрати)
5.Спецобладнання для наукових цілей	—	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку включаються у статтю накладні витрати)
6.Вартість послуг сторонніх організацій	—	За договором із сторонніми організаціями (у нашому випадку включаються у статтю накладні витрати)
7.Витрати на службові відрядження	—	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку не передбачено)
8.Інші невраховані прямі витрати по темі	4668,30	10 % від суми прямих розрахованих витрат по темі
9.Накладні витрати	10270,26	Відповідно до нормативів організації-виконавця теми (у нашому випадку 20% від суми прямих витрат)
10.Усього витрат по темі	61621,57	Сума попередніх статей

5.3. Науково-технічна ефективність НДР

Розрахунок очікуваного економічного ефекту НДР необхідно для визначення доцільності проведення даної роботи. Проте він може бути розрахований лише по НДР, які безпосередньо спрямовані на створення

нових матеріалів, покращення параметрів якості продукції, а також створення нових конструкцій.

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

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

Коефіцієнт K_1 може приймати наступні значення:

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

Коефіцієнт K_2 може приймати такі значення:

- а) результати розробки можна використати тільки в даному підрозділі – 1 бал;
- б) результати розробки можуть бути використані тільки однією організацією – 3 бали;
- в) результати розробки можуть бути використані декількома організаціями – 5 балів.
- г) результатами розробки можуть користуватися в масштабах однієї галузі – 8 балів;
- д) результатами розробки можуть користуватися у різних галузях – 10 балів.

Коефіцієнт K_3 може приймати такі значення:

- а) робота являє собою аналіз, узагальнення або класифікацію відомої інформації, подібні результати раніше були відомі в досліджуваній галузі – 2 бали;
- б) під час виконання роботи отримана нова інформація, яка доповнює уявлення про сутність досліджуваних процесів – 3 бали;
- в) внаслідок виконання роботи отримана нова інформація, яка частково змінює уявлення про природу досліджуваних процесів – 5 балів;
- г) внаслідок виконання НДР створені нові теорії, методики тощо – 6 балів;
- д) отримана інформація формує принципово нові уявлення, які не були відомі раніше – 8 балів.

Коефіцієнт K_4 може приймати такі значення:

- а) роботу виконує один підрозділ, витрати до 10 000 гривень – 1 бал;
- б) роботу виконує один підрозділ, витрати від 10 000 до 50 000 гривень – 3 бали;
- в) роботу виконує один підрозділ, витрати від 50 000 до 100 000 гривень – 5 балів;
- г) робота виконується декількома підрозділами, витрати від 100 000 до 200 000 гривень – 7 балів;
- д) робота виконується декількома організаціями, витрати понад 200 000 гривень – 9 балів.

Загальна бальна оцінка (Б) вираховується перемноженням коефіцієнтів.

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

В нашому випадку бальна оцінка ефективності згідно таблиці 1.5 становить:

$$Б = 5 \times 8 \times 3 \times 5 = 600 \text{ балів.}$$

Умовний ефект НДР розраховується за формулою:

$$E_{\text{НДР}}^y = 500 \cdot Б - E_n \cdot B_{\text{НДР}},$$

(5.4)

де 500 – умовна вартість одного балу;

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

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

У нашому прикладі умовний ефект виконання НДР буде становити:

$$E_{\text{НДР}} = 500 \cdot 600 - 0,2 \cdot 61621,57 = 287675,68 \text{ грн}$$

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:

$$E_e = \frac{E_{\text{НДР}}}{B_{\text{НДР}}}.$$

(5.5)

У нашому прикладі E_e буде становити:

$$E_e = \frac{287675,68}{61621,57} = 4,66$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності науково-дослідної роботи становить 4,66 (перевищує одиницю), що свідчить про доцільність її виконання.

ВИСНОВКИ

Методом механічного легування отримано багатокомпонентний високоентропійний сплав системи Al-Fe-Cr-Ti-Mo-Co-Ni, встановлено зміну структури та фазового складу на різних етапах механічного легування.

За результатами СЕМ досліджень встановлено, що зі збільшенням часу механічного легування та формування AlFeCrTiMoCoNi сплаву частинки порошку приймають більш сферичну форму, в порівнянні з вихідним станом, а їх структура стає більш однорідною.

Показано, що процес сплавоутворення між різними складовими суміші порошків AlNiCoFeCrTi починається з подрібненням кристалітів до нанорозмірів і протікає неоднорідно, що пов'язано з різними температурами плавлення компонентів, а отже із різними енергіями зв'язку між атомами та різною дифузійною активністю.

За результатами рентгеноструктурного аналізу встановлено, що AlFeCrTiMoCoNi сплав складається з пересиченого твердого розчину з ОЦК кристалічною структурою, який знаходиться в наноструктурному стані, та містить домішки карбіду вольфраму. Після 1 годин механічного легування період кристалічної решітки ОЦК твердого розчину $a = 0,2878$ нм. На інших етапах МЛ встановити період решітки твердого розчину неможливо через значне розмиття дифракційних максимумів у зв'язку з його наноструктурним станом та значним викривленням кристалічної решітки.

Отриманий сплав можна застосовувати для виготовлення інструментів, штампів, прес-форм. Спокійно може працювати в умовах ударних та динамічних навантажень, а також в якості покриттів для застосування в галузях промисловості.

CONCLUSIONS

A multicomponent high-entropy alloy of the Al-Ni-Co-Fe-Cr-Ti system was obtained by mechanical alloying. Changes in structure and phase composition, as well as microhardness at each stage of mechanical alloying were established.

According to the SEM results it has been established that with increasing time of mechanical alloying and formation of the AlNiCoFeCrTi alloy, a shape of powder particles become more spherical, in comparison with the initial state, and their structure and chemical composition become homogeneous.

It is shown that the process of alloying between different components of the mixture of AlNiCoFeCrTi powders begins with the grinding of crystallites to nanoscale and proceeds inhomogeneously, which is associated with different melting points of components and hence with different energies bond between atoms and different diffusion activity.

According to the results of X-ray diffraction analysis, it was found that the AlNiCoFeCrTi alloy consists of a supersaturated bcc-solid solution, which contains tungsten carbide impurities. After 1 hours of mechanical alloying, the lattice parameter of BCC solid solution $a = 0,2878$ nm. At other stages of ML is impossible to establish the lattice period of the solid solution due to the significant blurring of the diffraction maxima y due to its nanostructured state and significant curvature of the crystal lattice.

The resulting alloy can be used for the manufacture tools, molds i.t.c. Can safely work in the conditions of shock and dynamic loading, and also as covering for in industries.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

1. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements; novel alloy design concepts and outcomes / J. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin et. al. // J. Adv. Eng. Mater. – 2004. – Vol. 6 (5). – P. 299 – 303.
2. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor, I. Chang, P. Knight, A. Vincent. // Materials Science and Engineering: A. – 2004. – Vol. 375 – 377. – P. 213 – 218.
3. Varalakshmi S. Formation and Stability of Equiatomic and Nonequiatomic Nanocrystalline CuNiCoZnAlTi High-Entropy Alloys by Mechanical Alloying / S. Varalakshmi, M. Kamaraj, B. S. Murty // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2010. – Vol. 10 (41). – P. 2703 – 2709.
4. Задиранов А. Н. Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов: учебное пособие / А. Н. Задиранов, А. М. Кац. – Москва: РУНД. – 2008. – 228 с.
5. Zhang Y. Solid Solution Formation Criteria for High Entropy Alloys / Y. Zhang, Y. J. Zhou // Materials Science Forum, – 2007, Vol. 561 – 565. – P. 1337 – 1339.
6. Влияние содержания никеля на износостойкость литого высокоэнтروпийного сплава VCrMnFeCoNi_x / М. В. Карпец, В. Ф. Горбань, А. Н. Мысливченко та ін. // Новые материалы. – 2015. – № 1. – С. 56 – 61.
7. Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys / Y. Zhang, Y. J. Zhou, J. P. Lin et. al. // Advanced Engineering Materials, – 2008, – Vol. 10 (6). – P. 534 – 538.
8. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и нитридных покрытий на их основе / А. Д. Погребняк, А. А. Багдасарян, И. В. Якущенко, В.М. Береснев // Успехи химии. – 2014. – № 83 (11). – С. 1027 – 1061.

9. Yeh J. W. Alloy Design Strategies and Future Trends in High-Entropy Alloys / J. W. Yeh // Journal of the Minerals Metals & Materials Society. – 2013. – Vol. 65 (12). – P. 1759 – 1771.
10. Yeh J. W. Recent progress in high-entropy alloys / J.W. Yeh // Annales De Chimie – Science des Materiaux. – 2006. – Vol. 31. – P. 633 – 648.
11. Recent Progress in High-Entropy Alloys / L. S. Zhang, G. L. Ma, L. C. Fu, J. Y. Tian // Advanced Materials Research. – 2013. – Vol. 227. – P. 631 – 632.
12. Microstructures and properties of high-entropy alloys / Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang et. al. // Progress in Materials Science. – 2014. – Vol. 61. – P. 1 – 93.
13. High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation / J. W. Yeh, Y. L. Chen, S. J. Lin, S. K. Chen // Materials Science Forum. – 2007. – Vol. 560. – P. 1 – 9.
14. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes / J. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin et. al. // Advanced Engineering Materials. – 2004. – Vol. 6 (5). – P. 299 – 303.
15. Hume-Rothery W. The Structure of Metals and Alloys. von William Hume-Rothery, Institute of Metals Monograph and Report Series, Nr. 1. Verlag The Institute of Metals, 36 Victoria Street, SW. 1. London 1936. 120 Seiten, 61 Abbildungen, Preis 3s. 6 d / W. Hume-Rothery // Zeitschrift für Elektrochemie und angewandte physikalische Chemie. – 1936. – Vol. 42 (9). – P. 717.
16. Yang X. Prediction of high-entropy stabilized solid-solution in multicomponent alloys / X. Yang, Y. Zhang // Mater. Chem. and Phys. – 2012. – Vol. 132. – P. 233 – 238.
17. Mizutani U. Hume-Rothery rules for structurally complex alloy phases[Text] / U. Mizutani – Boca Raton :Taylor and Francis Group, – 2010. – 356 p.
18. Мисливченко О. М. Особливості структуроутворення та властивості високоентропійних сплавів системи Cr-Al-Fe-Co-Ni-Cu-Mn-V : автореф. дис.

... канд. техн. наук.: 05.16.01 – металознавство та термічна обробка металів / Олександр Миколайович Мисливченко. – Київ, 2016. – 23 с.

19. Effect of Ti content on the microstructure and mechanical behavior of (Fe₃₆Ni₁₈Mn₃₃Al₁₃) 100– xTi_x high entropy alloys / Zhangwei Wang, Margaret Wu, Zhonghou Cai et. al. // *Intermetallics*. – 2016,. vol. 75. – P. 79-87.

20. NbTaV-(Ti, W) refractory high-entropy alloys: Experiments and modeling / H. W. Yao, J. W. Qiao, M. C. Gao et. al. // *Materials Science and Engineering: A*, - 2016. - Vol. 10. – P. 203-211

21. Affordable FeCrNiMnCu high entropy alloys with excellent comprehensive tensile properties / Z. Y. Rao, X. Wang, J. Zhu et. al. // *Intermetallics*. – 2016. – Vol. 77. – P. 23 – 33.

22. Guo S. Phase Stability in HEAs: Formation of solid-solution phase or amorphous phase / S. Guo, C. T. Liu // *Progress in Material Science: Materials International*. – 2011. – Vol. 21. – P. 433 – 446.

23. Effect of Fe content on microstructure and mechanical properties of Al_{0.5}CoCrFe_xNiTi_{0.5} high-entropy alloys / Che-Fu Lee, Tao-Tsung Shun // *Materials Characterization*. – 2016. – Vol. 114. – P. 179-184.

24. Effect of iron content on wear behavior of. AlCoCrFe_xMo_{0.5}Ni high-entropy alloys / C. Y. Hsu, T. S. Sheu, J. W. Yeh, S. K. Chen // *Wear*. – 2010. – Vol. 268. – P. 653 – 659.

25. Effect of Ni/Cr ratio on phase, microstructure and mechanical properties of Ni_xCoCuFeCr_{2-x} (x = 1.0, 1.2, 1.5, 1.8 mol) high entropy alloys / Z. Fu, W. Chen, H. Xiao et. al. // *Mater. Des.* – 2013. – Vol. 44. – P. 535 – 539.

26. Ductile CoCrFeNiMo_x high entropy alloys strengthened by hard intermetallic phases / W. H. Liu, Z. P. Lu, J. Y. He et. al. // *Acta Mater.* – 2016. – Vol. 116. – P. 332 – 342.

27. Effects of Tungsten on Microstructure and Mechanical Properties of CrFeNiV_{0.5}W_x and CrFeNi₂V_{0.5} High-Entropy Alloys / H. Jiang, L. Jiang, K. Han, et. al. // J. Mater. Eng. Perform. – 2015. – Vol. 24. – P. 4594 – 4600.

28. On microstructure and mechanical performance of AlCoCrFeMo_{0.5}Ni_x high-entropy alloys / Yong Dong, Dong Xu Qiao, Huan Zhi Zhang // Materials Science Forum. – 2016. - Vol. 849. -P. 40-44.

29. Compositional dependence of phase formation and mechanical properties in three CoCrFeNi-(Mn/Al/Cu) high entropy alloys / Z. G. Zhu, K. H. Ma, Q. Wang, and C. H. Shek // Intermetallics. – 2016. – Vol. 79. – P. 1 – 11.

30. A New Era of Exploitation / Yeh J.W., Chen Y.L., Lin S.J. High-Entropy Alloys // Materials Science Forum. – 2007. – 560. – P. 1 – 9.

31. Phase evolution and densification behavior of nanocrystalline multicomponent high entropy alloys during spark plasma sintering / S. Praveen, B.S. Murty, and R.S. Kottada // JOM. - 2013. - Vol. 65. - P. 1797–1804.

32. Alloying behavior and deformation twinning in a CoNiFeCrAl_{0.6}Ti_{0.4} high entropy alloy processed by spark plasma sintering / Z. Fu, W. Chen, S. Fang et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2013. – Vol. 553. – P. 316 – 323.

33. The use of high-entropy alloys in additive manufacturing / Yevgeni Brif, Meurig Thomas, Iain Todd // *Scripta Materialia*. – 2015. - Vol. 99. – P.93-66

34. Шайсултанов Д. Г. Структура и механические свойства высокоэнтروпийных сплавов системы CoCrFeNiX (X=Mn, V, Mn и V, Al и Cu): автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.01 – металловедение и термическая обработка металлов и сплавов / Дмитрий Георгиевич Шайсултанов. – Екатеринбург, 2015. – 24 с

35. Qiu X.-W., Liu C.-G., Microstructure and properties of Al₂CrFeCoCuTiNi_x highentropy alloys prepared by laser cladding // Journal of Alloys and Compounds 553 (2013) 216–220.

36. Сверхтвердые покрытия из Высокоэнтропийных сплавов/ С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, А.О. Андреев, Н.А. Крапивка // Наука та інновації, 2013. –Т. 9. - № 5. – 32-39 с.
37. Murty B. High-Entropy Alloys / B. Murty, J. Yeh, S. Ranganathan. – London: Elsevier, 2014. – 209 p.
38. Microstructures and properties of high-entropy alloys / Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang et al. // Progress in Materials Science. – 2014. – Vol. 61. – P. 1 – 93.
39. Intrinsic surface hardening and precipitation kinetics of $\text{Al}_{0.3}\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ multi-component alloy / M. Tsai, M. Chuang, C. Tsai et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2013. – Vol. 551. – P. 12 – 18.
40. CN101590574-A, China. High-entropy alloy brazing filler metal for welding TA2 and 0Cr18Ni9Ti and preparation method thereof / Chen K, Xu J, Zhai Q. (China). – CN 200910303802; statement 29.06.2009; public 28.05.2011.
41. Tsai M. Diffusion barrier properties of AlMoNbSiTaTiVZr high-entropy alloy layer between copper and silicon / M. Tsai, J. Yeh, J. Gan. // Thin Solid Films. – 2008. – Vol. 516 (16). – P. 5527 – 5530.
42. Новый класс сверхтвердых нитридных покрытий на основе многокомпонентных высоко-энтропийных сплавов / С. А. Фирстов, А. А. Андреев, В. Ф. Горбань и др. // Сборник трудов Междун. Конф. «Нанотехнологии функциональных материалов», Санкт-Петербург, 27 – 29 июня 2012. – С. 572 – 577.
43. Chemical composition, microstructure and sintering temperature modifications on mechanical properties of TiC-based cermet / A. Rajabi, M.J. Ghazali, A.R. Daud // – A review. Mater. Design. – 2015. – Vol. 67. –P. 95–106. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.10.081>
44. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. / B.Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent // Mater. Sci. Eng. A. – 2004. – Vol. 375-377. –P. 213-218. doi:10.1016/j.msea.2003.10.257.

45. Nanoscale origins of the damage tolerance of the high-entropy alloy CrMnFeCoNi. / Z.J. Zhang, M.M. Mao, J. Wang, B. Gludovatz, Z. Zhang // Nature Comm. 6 (2015) 10143(1-6). DOI: 10.1038/ncomms10143.

46. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications / B. Gludovatz, A. Honenwarter, D. Catoor et. al. // Science. – 2014. – Vol. 345. – P. 1153 – 1158.

47. Fabrication and characterization of WC-HEA cemented carbide based on the CoCrFeNiMn high entropy alloy / Z. J. Zhang, M. M. Mao, J. Wang et. al. // Nature Comm. – 2015. – Vol. 6. – 10143.

48. Zhu G. Fabrication and properties of Ti(C,N)-based cermets with multicomponent AlCoCrFeNi high-entropy alloys binder / G. Zhu, Y. Liu, J. Ye // Mater. Lett. – 2013. – Vol. 113. – P. 80 – 82.

49. Zhu G. Early high-temperature oxidation behavior of Ti(C,N)-based cermets with multi-component AlCoCrFeNi high-entropy alloy binder / G. Zhu, Y. Liu, J. Ye // Int. J. Refract. Met. H. Materials. – 2014. – Vol. 44. – P. 35 – 41.

50. Fabrication and properties of TiB₂-based cermets by spark plasma sintering with CoCrFeNiTiAl high-entropy alloy as sintering aid / W. Ji, J. Zhang, W. Wang et. al. // J. Europ. Ceram. Soc. – 2015. Vol. 35. – P. 879 – 886.

51. Fu. Z. Ultrafine TiB₂-TiNiFeCrCoAl high-entropy alloy composite with enhanced mechanical properties / Z. Fu, R. Koc // Mater. Sci. Eng. A. – 2017. – Vol. 702. – P. 184 – 188.

52. Preparation and characterization of TiB₂-(Supra-Nano-Dual-Phase) high-entropy alloy cermet by spark plasma sintering / S. Zhang, Y. Sun, B. Ke et. al.// Metals. – 2018. – Vol. 8. – 58.

53. Chemically complex but microstructurally simple / A. G. de la Odra, M. A. Avilés, Y. Torres et. al. // Int. J. Refract. Met. H. Materials. – 2017. Vol. 63. – P. 17 – 25.

54. A.G. Merzhanov, Self-propagating high-temperature synthesis: Twenty

years of research and findings, in: Z. Munir, J.B. Holt (Eds.), *Combustion and Plasma Synthesis of HighTemperature Materials*, VCH, New York, 1990, pp. 1–53.

55. I.P. Borovinskaya, E.A. Levashov, STIM alloys, in: I.P. Borovinskaya, A.A. Gromov, E.A. Levashov, Yu.M. Maksimov, A.S. Mukasyan, A.S. Rogachev (Eds.), *Concise encyclopedia of self-propagating high-temperature synthesis*, Elsevier, 2017, pp. 364-365. ISBN: 978-0-12- 804173-4.

56. Self-propagating hightemperature synthesis of advanced materials and coatings / E. A. Levashov, A. S. Mukasyan, A. S. Rogachev, D. V. Shtansky // *Int. Mater. Rev.* – 2017. – Vol. 62. – P. 203 – 239.

57. Rogachev A. S. *Combustion for Material Synthesis* / A. S. Rogachev, A. S. Mukasyan. – CRC Press Taylor & Francis Group, 2015. – 424 p.

58. Бойко П. А. Обладнання для виробництва виробів з порошкових матеріалів / П. А. Бойко, П. І. Лобода, А. М. Степанчук // Київ: ІВЦ “Видавництво «політехніка»”. – 2006. – 140 с.

59. Suryanarayana C. *Mechanical alloying and milling* / C. Suryanarayana. // *Progress in Materials Science.* – 2001. – V 46 (1). – P. 1 – 184.

60. Benjamin J. S *The mechanism of mechanical alloying* / J. S Benjamin, T. E. Volin // *Metallurgical Transitions.* – 1974. – Vol. 5. – P. 1929 – 1934.

61. Lu L. *Formation of new materials in the solid stste by mechanical alloying* / L. Lu, M. Lai. // *Materials and desing.* – 1995. – Vol. 16 (1). – P. 33 – 39.

62. Александров И. В. *Исследование нанокристаллических материалов методами рентгеноструктурного анализа* / И. В. Александров, Р. З. Валиев // *Физика металлов и металловедение.* – 1994. – № 76. – С. 77 – 87.

63. Нові матеріали та сучасні методи дослідження.
Рентгеноструктурні дослідження з використанням програмного забезпечення PDXL, дифрактометру ULTIMA IV (Rigaku): Методичні вказівки та інструкції до виконання лабораторних робіт для студентів інженерно-

фізичного факультету / М.В. Карпець, Я.В. Зауличний, О.І. Дудка, О.С. Макаренко. – Київ: НТУУ “КПІ”, 2013. – 36 с.

64. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – Москва: Металлургия, 1970. – 366 с. А

65. Методичні вказівки до лабораторних робіт з дисциплін «Практичні методи електронної мікроскопії», «Плазмово-дугові технології» і «Нанотехнології селективної конденсації» / Укладач: В. І. Перекрестов. – Суми: Вид-во СумДУ, 2008. – 120 с.

66. Носкова Н. И. Субмикросталлические и нанокристаллические металлы и сплавы / Н. И. Носкова, Р. Р. Мулюков. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.

67. Fitzsimmons M. R. Structural characterization of nanometer-sized crystalline Pd by X-ray –diffraction techniques / M.R. Fitzsimmons, J.A. Eastman, M. Muller-Stach, G. Wallner // Physical Review B. – 1991. – №6. – P. 2452–2460.

68. Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu–Ni–Al–Co–Cr–Fe–Si alloy systems with multi-principal elements / J.-W. Yeh, J. S. Y. Chang, Y. D. Hong and et. al. // Mater. Chem. Phys. – 2007. – Vol. 103. – P. 41 – 46.

69. Про охорону праці [Електронний ресурс] : Закон України від 14.10.1992 р. № 2695-XII. – Електронні текстові дані. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/2694-12#Text>, вільний. – (дата звернення: 04.06.2021). – Назва з екрану.

70. Державні санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень [Текст] : ДСН 3.3.6.042-99. – Чинний з 1999-12-01. – Київ : Міністерство охорони здоров'я, 1999. – 10 с.

71. Державні будівельні норми України. Природне і штучне освітлення [Текст] : ДБН В.2.5-28-2006. – Чинний з 2006-05-15. – Київ : Мінбуд України, 2006. – 76 с.

72. Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку

[Текст] : ДСН 3.3.6.037-99. – Чинний з 1999-12-01. – Київ : Міністерство охорони здоров'я, 1999. – 34 с.

73. ГОСТ 12.1.005-88. Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны. – М.: ИПК издательство стандартов, 1988.

74. Про пожежну безпеку [Електронний ресурс] : Закон України від 17.12.1993 № 3745-ХІІ. – Електронні текстові дані. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/3745-12#Text>, вільний. – (дата звернення: 04.06.2021). – Назва з екрану.

75. Методичні рекомендації до розробки економічної частини дипломних проектів і робіт освітньо-кваліфікаційного рівня «спеціаліст» та «бакалавр» для студентів інженерно-фізичного факультету спеціальності 7.090102 «Фізичне матеріалознавство», 7.090103 «Композиційні та порошкові матеріали та покриття», 7.090104 «Металознавство», 7.090403 «Ливарне виробництво чорних і кольорових металів» та 7.090405 «Спеціальна металургія» денної та заочно-дистанційної форм навчання [Текст] / Уклад.: В. І. Кривда, С. В. Нараєвський, Н. О. Черненко. – Київ : НТУУ «КПІ», 2011. – 52 с.