

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

**ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ
Кафедра високотемпературних матеріалів та порошкової металургії**

«До захисту допущено»

Завідувач кафедри

_____ Мазур В.І.

«__» _____ 20__ р.

**Дипломна робота
на здобуття ступеня бакалавра
за освітньо професійною програмою «Нанотехнології та комп'ютерний дизайн
матеріалів»
спеціальності 132 «Матеріалознавство»
на тему: «Вплив температури напilenня на формування AlNiCoFeCrTi
покриттів методом ХГН»**

Виконав:

студентка IV курсу, групи ФН-61

Літвінова Олександра Артемівна _____

Керівник:

професор, доктор техн. наук

Юркова О.І. _____

Консультант з розділу охорони праці:

доцент, к. т. н. Арламов О. Ю. _____

Консультант з нормоконтролю:

старший викладач, к. т. н. Троснікова І. Ю. _____

Рецензент:

професор каф. МТО, д.т.н

Хижняк Віктор Гаврилович _____

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

Студентка Літвінова О.А.

Київ – 2020 року

**Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ**

Кафедра високотемпературних матеріалів та порошкової металургії

Рівень вищої освіти – перший (бакалаврський)

Спеціальність – 132 «Матеріалознавство»

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

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ Мазур В.І.

«__» _____ 20__20__ р.

ЗАВДАННЯ

**на дипломну роботу студенту
Літвіновій Олександрі Артемівні**

1. Тема роботи «Вплив температури напилення на формування AlNiCoFeCrTi покриттів методом ХГН», керівник роботи Юркова Олександра Іванівна, професор, д.т.н., затверджені наказом по університету від __21.05__2020 р. № 1132-с
2. Термін подання студентом роботи 14.06.2020 р.
3. Вихідні дані до роботи: Розвиток багатьох галузей промисловості визначається, головним чином, досягненнями у розробці нових матеріалів, здатних працювати в складних умовах експлуатації. Нанесення захисних покриттів є одним з найбільш економічно вигідних шляхів підвищення довговічності деталей та вирішення проблеми ресурсозбереження і зменшення матеріалоємності в машинобудуванні в результаті скорочення кількості використовуваного інструменту, запасних частин машин та економії гостродефіцитних матеріалів. В умовах неухильного підвищення робочих температур, швидкостей і питомих навантажень покриття дозволяють ефективно збільшити термін служби виробів і здійснити заміну дорогих високолегованих сплавів простішими за складом конструкційними марками сталей. Тому одним із актуальних шляхів підвищення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей деталей з традиційних конструкційних матеріалів є нанесення захисних зміцнювальних покриттів з нових перспективних матеріалів, до яких відносяться багатокомпонентні високоентропійні сплави (ВЕС). При певних комбінаціях елементів та їх концентрації можна отримати сплави з різним фазовим складом та комплексом властивостей. Ці

сплави можуть застосовуватися в умовах ударних, динамічних навантажень, тертя, при підвищених температурах та інших екстремальних умовах експлуатації . З них можуть бути виготовленні як об'ємні вироби, так і різні покриття для сучасної техніки та промисловості. Одним з багатообіцяючих методів отримання захисних покриттів є метод холодного газодинамічного напилення (ХГН), оскільки даний метод дає можливість зберегти вихідні властивості ВЕС та навіть покращити їх.

4. Зміст роботи: Основна частина: Патентно-інформаційний пошук. Вибір та обґрунтування хімічного складу порошкового ВЕС з метою отримання покриттів з підвищеними механічними характеристиками. Отримання високоентропійних сплаву системи Al-Ni-Co-Fe-Cr-Ti методом механічного легування протягом 10 годин. Отримання ВЕС покриття методом холодного газодинамічного напилення . Дослідити структуру, фазовий склад, мікротвердість після напилення. Провести обговорення результатів по виконаній роботі. В економічному розділі: 1) розрахунок планових витрат на проведення наукової дослідної роботи; 2) визначення економічної ефективності наукової дослідної роботи. В розділі охорони праці: 1) визначення правових та організаційних основ охорони праці на підприємстві; 2) аналіз параметрів освітлення, рівня шуму, запиленості повітря, електробезпеки та пожежної безпеки приміщення в якому виконувалась робота. Складання висновків за результатами досліджень.

5. Перелік ілюстративного матеріалу (із зазначенням плакатів, презентацій тощо): тема роботи (слайд); актуальність теми (слайд); мета, об'єкт дослідження; високоентропійні сплави (слайд); методи отримання сплаву та покриттів з нього (слайд); спектри рентгенівської дифракції порошкового сплаву (слайд); мікроструктура порошкового сплаву та покриття (слайд); мікротвердість (слайд); висновки.

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Розділ охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях	доцент, к.т.н. Арламов О.Ю.	20.04.2020	
Економічний розділ	старший викладач, к.е.н. Нараєвський С.В.	20.04.2020	

7. Дата видачі завдання 27.03.2020 р.

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання дипломної роботи	Термін виконання етапів роботи	Примітка
1.	Патентно-інформаційний пошук. Написання літературного огляду.	28.04.20	
2.	Вибір та обґрунтування хімічного складу високоентропійного сплаву	15.04.20	
3.	Обрання методу нанесення покриттів з ВЕС.	20.04.20	
4.	Опанування методами дослідження структури, фазового складу та механічних властивостей матеріалів та покриттів	20.04.20	
5.	Дослідження порошкового ВЕС: виготовлення та підготовка зразків для досліджень; визначення фазового, хімічного складу, структури вихідного порошкового AlNiCoFeCrTi ВЕС, отриманого механічним легуванням протягом 10 годин	30.04.20	
6.	Отримання ХГН покриттів (при тиску 0,7МПа та температурі 300°C, 400°C, 500°C) з AlNiCoFeCrTi	05.05.20	
7.	Дослідження структури, фазового та хімічного складу, мікротвердості ХГН покриттів з AlNiCoFeCrTi	25.05.20	
8.	Обробка експериментальних даних	28.05.20	
9.	Визначення впливу температури повітря на формування структури, фазового складу і мікротвердості отриманого покриття методом ХГН	02.06.20	
10.	Аналіз та узагальнення отриманих результатів	02.06.20	
11.	Економічний розділ та розділ охорони праці	09.06.20	
12.	Оформлення дипломної роботи	10.06.20	

Студентка

О.А.Літвінова

Керівник роботи

О. І. Юркова

РЕФЕРАТ

Робота містить: 74 с., 23 рис., 14 табл., 58 джерела.

Об'єкт дослідження – багатокомпонентний високоентропійний сплав системи Al-Ni-Co-Fe-Cr-Ti.

Мета роботи: дослідження впливу температури напилення на особливості формування структури, фазового складу та мікротвердості AlNiCoFeCrTi покриттів отриманих методом холодного газодинамічного напилення.

Методи дослідження та обладнання: механічне легування суміші порошків проводили в планетарному млині. Досліджено фазові та структурні перетворення на різних етапах механічного легування в системі Al-Ni-Co-Fe-Cr-Ti за допомогою мікрогентгеноспектрального аналізу на рентгенівському дифрактометрі Ultima IV, Rigaku та мікроструктурного аналізу на скануючому електронному мікроскопі РЕММА-101А, оснащеного енергодисперсійним детектором. Методом мікромеханічних встановлено мікротвердість покриттів отриманих при різних температурах напилення.

Ключові слова: порошок, ентропія, високоентропійні сплави, механічне легування, мікроструктура, холодне газодинамічне напилення, фазовий склад, мікротвердість, хімічний склад. ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ СПЛАВИ, ЕНТРОПІЯ, МЕХАНІЧНЕ ЛЕГУВАННЯ, МІКРОСТРУКТУРА, МІКРОТВЕРДІСТЬ, ПОРОШОК, ХІМІЧНИЙ СКЛАД, ХОЛОДНЕ ГАЗОДИНАМІЧНЕ НАПИЛЕННЯ, ФАЗОВИЙ СКЛАД.

ABSTRACT

The work contains: 74 p., 23 fig., 14 tab., 58 sources.

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

The aim of the work is to study the effect of spray temperature on the peculiarities of the formation of the structure, phase composition and microhardness of AlNiCoFeCrTi coatings drawn by cold gas-dynamic spraying.

Research methods and equipment: mechanical doping of the powder mixture was performed in a planetary mill. Phase and structural transformations at different stages of mechanical doping in the Al-Ni-Co-Fe-Cr-Ti system were investigated using micro-X-ray spectral analysis on an X-ray diffractometer Ultima IV, Rigaku and microstructural analysis on a scanning electron microscope REMMA-101A equipped with an energy detector. The microhardness of the coatings obtained at different spraying temperatures was established by the micromechanical method.

Keywords: powder, entropy, high-entropy alloys, mechanical alloying, microstructure, cold gas-dynamic spraying, phase composition, microhardness, chemical composition. HIGH-ENTROPY ALLOYS, ENTROPY, MECHANICAL ALLOYING, MICROSTRUCTURE, MICROHARDNESS, CHEMICAL COMPOSITION, COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING, PHYSICAL COMPOSITION.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	9
1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД.....	10
1.1 Основні особливості високоентропійних сплавів.....	10
1.2 Структура та властивості високоентропійних сплавів.....	13
1.3 Підбір компонентів.....	16
1.4 Методи отримання високоентропійних сплавів.....	20
1.5 Методи отримання високоентропійних покриттів.....	23
1.6 Застосування високоентропійних сплавів.....	26
1.7 Висновки та постановка завдань дослідження.....	28
2 ЕКСПЕРЕМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА.....	30
2.1 Матеріал дослідження. Вибір та обґрунтування хімічного складу ВЕС для отримання покриттів.....	30
2.2 Метод отримання порошку.....	30
2.3 Метод отримання покриття – Холодне газодинамічне напилення	31
2.4 Дослідження структури, фазового складу.....	32
2.5 Дослідження мікроструктури та хімічного складу.....	32
2.6 Визначення мікротвердості.....	33
3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ	34
3.1 Структура вихідного порошку для напилення.....	34
3.2 Високоентропійні AlNiCoFeCrTi, отриманні методом холодного газодинамічного напилення.....	38
4 РОЗДІЛ ОХОРОНИ ПРАЦІ.....	48
4.1 Небезпечні та шкідливі виробничі фактори.....	48
4.2 Специфікація технологічного обладнання та план приміщення.....	48
4.3 Оцінка ключових небезпечних та шкідливих виробничих факторів і розроблення заходів поліпшення (нормалізації) умов праці при виконанні роботи (технологічного процесу, робочої операції).....	50
4.4 Аналіз забрудненості повітря робочої зони.....	52

4.5 Електробезпека.....	52
4.5.1 Загальні вимоги до електробезпеки.....	52
4.5.2 Вимоги до експлуатації електричного обладнання.....	53
4.6 Вимоги до безпеки в надзвичайних ситуаціях.....	53
4.6.1 Пожежна безпека.....	54
4.6.2 Вимоги до безпеки в аварійних ситуаціях.....	54
4.7 Висновки до розділу охорони праці.....	55
5 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ.....	56
5.1 Науково-технічна ефективність НДР.....	56
5.2 Розрахунок витрат на проведення НДР.....	56
5.2.1 Витрати на оплату праці.....	56
5.2.2 Єдиний соціальний внесок.....	57
5.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень.....	58
5.2.4 Енергоносії для проведення досліджень.....	59
5.2.5 Витрати на спеціальне обладнання.....	59
5.2.6 Вартість послуг сторонніх організацій.....	59
5.2.7 Витрати на службові відрядження.....	59
5.2.8 Інші прямі невраховані витрати.....	60
5.2.9 Накладні витрати.....	60
5.2.10 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми.....	61
5.3 Науково – технічна ефективність НДР.....	61
ВИСНОВКИ.....	65
CONCLUSIONS.....	67
ПЕРЕЛІК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ.....	69

ВСТУП

Розвиток багатьох галузей промисловості визначається, головним чином, досягненнями у розробки нових матеріалів, здатних працювати в складних умовах експлуатації. Нанесення захисних покриттів є одним з найбільш економічно вигідних шляхів підвищення довговічності деталей та вирішення проблеми ресурсозбереження і зменшення матеріалоємності в машинобудуванні в результаті скорочення кількості використовуваного інструменту, запасних частин машин і економії гостродефіцитних матеріалів. В умовах неухильного підвищення робочих температур, швидкостей і питомих навантажень покриття дозволяють ефективно збільшити термін служби виробів і здійснити заміну дорогих високолегованих сплавів простішими за складом конструкційними марками сталей.

Тому одним із актуальних шляхів підвищення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей деталей з традиційних конструкційних матеріалів є нанесення захисних зміцнювальних покриттів з нових перспективних матеріалів, до яких відносяться багатокомпонентні високоентропійні сплави (ВЕС). При певних комбінаціях елементів та їх концентрації можна отримати сплави з різним фазовим складом та комплексом властивостей. Ці сплави можуть застосовуватися в умовах ударних, динамічних навантажень, тертя, при підвищених температурах та інших екстремальних умовах експлуатації. З них можуть бути виготовленні як об'ємні вироби, так і різні покриття для сучасної техніки та промисловості. Одним з багатообіцяючих методів отримання захисних покриттів є метод холодного газодинамічного напилення (ХГН), оскільки даний метод дає можливість зберегти вихідні властивості ВЕС та навіть покращити їх.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

Швидкий розвиток сучасних технологій та науки потребує створенню нових матеріалів з кращими фізико - механічними та експлуатаційними властивостями. Впродовж останніх років був розроблений новий клас матеріалів – високоентропійні сплави (ВЕС) [1].

ВЕС – це сплави, що містять від 5 до 13 основних елементів в еквімолярних концентраціях, кількість кожного елемента складає від 5 до 35 ат.%. Висока ентропія змішування зменшує тенденцію до впорядкування та утворення інтерметалідних фаз, що сприяє утворенню твердих розчинів. Ці сплави мають високу твердість, міцність, зносостійкість, стабільну структуру при підвищених температурах [1],[2].

1.1 Основні особливості високоентропійних сплавів

Завдяки унікальному складу , ВЕС можуть мати особливі властивості. До унікальних властивостей можна віднести високу стійкість до зношення, характеристику питомого опору, термічну стабільність, низький ступінь окиснення, твердість покриття. Серед основних особливостей ВЕС виділяють [1]–[3]:

- Високу ентропію змішування;
- Сильне спотворення решітки;
- Уповільнену дифузію;
- Ефект змішування (“ефект коктейлю”).

Утворення фаз термодинамічно контролюється вільною енергією Гіббса , яка пов’язана з ентальпією, та ентропією у разі формування сплавів шляхом змішування елементарних компонентів [1]–[4]:

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

де H_{mix} – ентальпія змішування;

S_{mix} – ентропія змішування.

Висока ентропія змішування забезпечує утворення стабільного твердого розчину без інтерметалічних сполук під час кристалізації ($S_{\text{mix}} > 1.61R$), де $R = 8,314 \text{ Дж} \cdot \text{моль}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$ (універсальна газова стала) [1],[4]. Максимальне значення ентропії змішування (мінімальної енергії Гіббса) визначає експлуатаційні характеристики сплаву, його фазовий склад та термічну стійкість структури. Також низька вільна енергія надає сплаву високу термостійкість до температур наближених до $T_{\text{плавлення}}$. Крім того, висока ентропія може зменшити різницю електронегативності та уникнути поділу фаз. Високі механічні, термічні та хімічні характеристики високоентропійних сплавів є досить цікавими, тому їхнє дослідження в нас час є досить актуальним [1] – [3].

На рисунку 1.1 зображено залежність ентропії змішування від кількості елементів, що входять до складу сплаву [1],[4]. З рисунку 1.1 видно, що чим більша кількість елементів, які входять до складу сплаву, тим вище значення ентропії змішування.

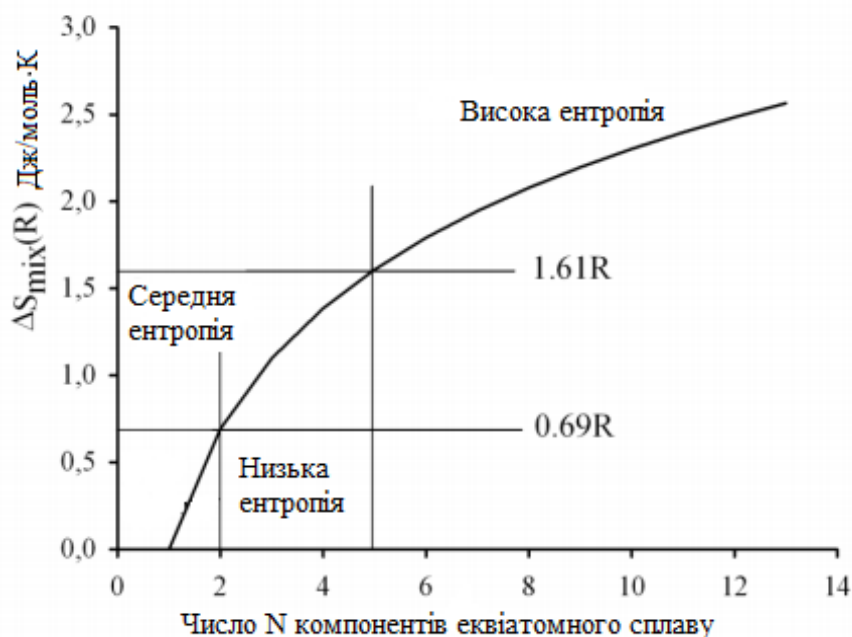


Рисунок 1.1 – Залежність ентропії змішування еквімолярного сплаву від кількості складових елементів [1],[4]

Оскільки багатокомпонентна матриця кожної твердої фази розчину в ВЕС є цілісно розчиненою матрицею, кожен атом оточений різними видами атомів і таким чином зазнає деформацій і в середині ґратки виникають внутрішні напруження, через різницю розмірів атомів. Комбінування складових елементів (в тому числі і різних

атомних радіусів) спотворить кристалічну ґратку (рис.1.2), що призведе не тільки до зміни структури, а також властивостей отриманих сплавів [1]–[3], [5].

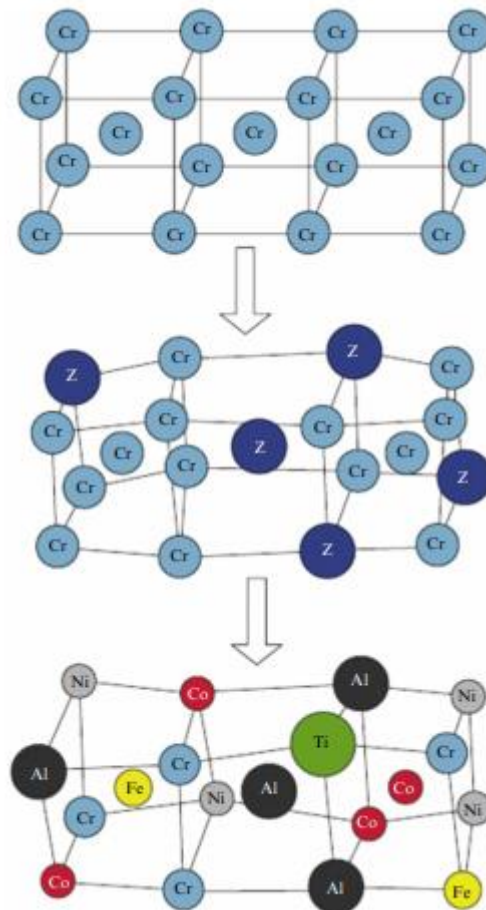


Рисунок 1.2 – Схема формування ОЦК-ґратки багатокомпонентного $\text{AlCoCuFeNiTi}_{0,5}$ сплаву (z – вакансія) [5]

Спотворення решітки впливає на різні властивості, зменшує тепловий вплив на них. Спотворення кристалічної решітки також призводить до збільшення твердості та міцності. Викривлення решітки викликає розсіювання електронів і значне зниження електропровідності. Це у свою чергу, зменшує внесок електронів у теплопровідність через електропровідність. Фононне розсіювання також збільшується в спотвореній решітці і знижує теплопровідність. Всі ці властивості в ВЕС досить нечутливі до температури [1]–[3].

Фазові перетворення в ВЕС вимагають спільної дифузії багатьох різних видів атомів, щоб здійснити розподіл складу між фазами. Однак концентрація вакансії для дифузії заміщення все ще обмежена в ВЕС, як це зустрічається у традиційних сплавах,

оскільки кожна вакансія в кристалічних високоентропійних сплавах також пов'язана з позитивною ентальпією утворення та надлишковою ентропією змішування. Конкуренція між цими двома факторами дає певну рівноважну концентрацію вакансій з мінімальною вільною енергією змішування при заданій температурі. В основному ВЕС дифундують через механізм вакансій. Оскільки температура плавлення та показники міцності компонентів, що входять до складу ВЕС, відрізняються, то можна зробити висновок, що атоми з нижчими показниками міцності будуть легше дифундувати у вакансії, але зв'язки між елементами – різні [2], [3], [5].

Переваги уповільненої дифузії включають в себе легкість отримання перенасиченого стану, підвищення температури перекристалізації, уповільнення росту зерна, зниження швидкості осадження частинок та підвищення стійкості до повзучості [1]–[3].

У ВЕС в основному формуються однофазні тверді розчини заміщення. Однак можливе формування інших впорядкованих та неупорядкованих фаз в залежності від складу, методу отримання та обробки. Таким чином, у властивості ВЕС вводять атоми окремих елементів так і фази що формуються (в цьому і полягає суть ефекту змішування) [1]–[3].

1.2 Структура та властивості високоентропійних сплавів

Структурні типи є домінуючим фактором для контролю міцності або твердості [2]. Високоентропійні сплави утворюють переважно однофазні тверді розчини заміщення фаз з ОЦК- та ГЦК- структурами. За структурою ОЦК, сплави мають дуже високі показники в'язкості та обмежену пластичність, тоді як зі структурою ГЦК мають низьку міцність і високу пластичність. Суміш ОЦК+ГЦК може мати збалансовані механічні властивості, такі як високу міцність та хорошу пластичність. Останні дослідження показують, що мікроструктури певних ВЕС можуть бути дуже складними, оскільки вони часто піддаються спінодальному розкладанню, а впорядковані та неупорядковані фази падають при більш низьких температурах [1]–[3], [6].

Вплив елементів на мікроструктуру та властивості ВЕС [3]:

- Ti. Атомний радіус великий, тому додавання Ti може посилити спотворення решітки, що призведе для отримання ОЦК-гратки та зміцнення сплаву.
- Cr. Стабілізує структуру ОЦК та сприяє утворенню σ - фази, особливо в присутності Fe, Co, Ni.
- Fe. Цей елемент має феромагнітні властивості. Він розподіляється в матриці і не може впливати на фазу твердого розчину та мікроструктуру.
- Co. Цей елемент є феромагнетиком. Додавання невеликої кількості Co може збільшити пластичність та зносостійкість. Може діяти в якості зв'язуючої речовини між дендритами сплаву, зменшити крихкість сплаву та запобігти його руйнуванню після його охолодження.
- Ni. Сприяє утворенню ГЦК твердого розчину.
- Al. При малих концентраціях (до 10%) стабілізує ГЦК структуру, а в більших (10-75%), виступає стабілізатором ОЦК структури. Надає міцності та стійкості до окислення. Зі збільшенням вмісту Al збільшується твердість у деяких сплавах [3], [7].

В роботі [8] досліджено вплив вмісту кожного елементу системи AlCoCrCuFeNi на структуру та мікротвердість сплаву отриманого методом дугової плавки і лиття. На рисунку 1.3 зображено дифрактограми сплаву AlCoCrCuFeNi, де вміст кожного елементу змінюється на 0,5 і 1,0 в мольному співвідношенні.

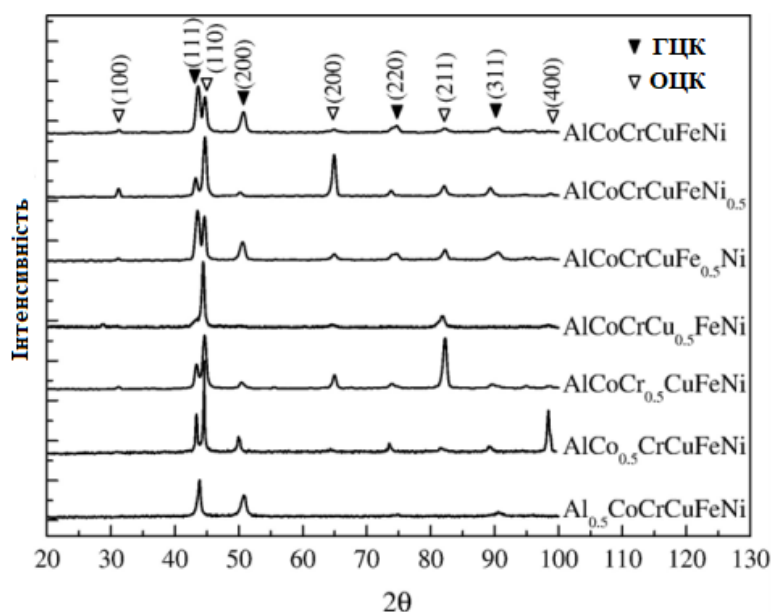


Рисунок 1.3 – Спектри рентгенівської дифракції експериментальних AlCoCrCuFeNi сплавів з різним вмістом компонентів [8]

Кристалічна структура сплаву AlCoCrCuFeNi еквімолярного складу відповідає структурі простого твердого розчину на основі ГЦК та ОЦК структур. За рахунок зменшення вмісту алюмінію сплав $\text{Al}_{0,5}\text{CoCrCuFeNi}$ має структуру ГЦК. Зменшення вмісту міді в сплаві $\text{AlCoCrCu}_{0,5}\text{FeNi}$ призводить до утворення ОЦК структури [8].

Структури інших чотирьох сплавів, де зменшували вміст $\text{Co}_{0,5}$, $\text{Cr}_{0,5}$, $\text{Fe}_{0,5}$, $\text{Ni}_{0,5}$, складались з ГЦК та ОЦК фаз. Порівнюючи інтенсивність найсильніших піків ОЦК та ГЦК фаз базового сплаву AlCoCrCuFeNi , видно, що Co , Cu і Ni сприяють утворенню ГЦК фази, в той час як Al і Cr сприяють утворенню ОЦК фази. Структура, фазовий склад та значення твердості AlCoCrCuFeNi сплавів наведено в таблиці 1.1 [8].

Таблиця 1.1 – Структура, параметри ґратки і твердість AlCoCrCuFeNi сплавів з різним вмістом компонентів [8]

Сплав	Мікроструктура	Параметр ГЦК ґратки, Å	Параметр ОЦК ґратки, Å	Твердість, HV
AlCoCrCuFeNi	ГЦК+ОЦК	3,60	2,87	420
$\text{Al}_{0,5}\text{CoCrCuFeNi}$	ГЦК	3,59	—	208
$\text{AlCo}_{0,5}\text{CrCuFeNi}$	ГЦК+ОЦК	3,62	2,87	473
$\text{AlCoCr}_{0,5}\text{CuFeNi}$	ГЦК+ОЦК	3,61	2,87	367
$\text{AlCoCrCu}_{0,5}\text{FeNi}$	ОЦК	—	2,87	458
$\text{AlCoCrCuFe}_{0,5}\text{Ni}$	ГЦК+ОЦК	3,61	2,87	418
$\text{AlCoCrCuFeNi}_{0,5}$	ГЦК+ОЦК	3,63	2,87	423

В роботі [9] досліджено вплив Mn , Ti , V на мікроструктуру AlCrFeCoNiCu сплаву. На рисунку 1.4 зображено спектри рентгенівської дифракції $\text{AlCrFeCoNiCu}(\text{Mn}, \text{Ti}, \text{V})$ ВЕС. AlCrFeCoNiCu сплав складається з ОЦК- та ГЦК-фаз. Сплав складу AlCrFeCoNiCuMn містить ОЦК-фазу, ГЦК-фазу та невизначену фазу. AlCrFeCoNiCuTi складається з ОЦК1-фази, ОЦК2-фази та ГЦК-фази. AlCrFeCoNiCuV сплав складається з двох різних фаз з ОЦК та ГЦК структурою відповідно.

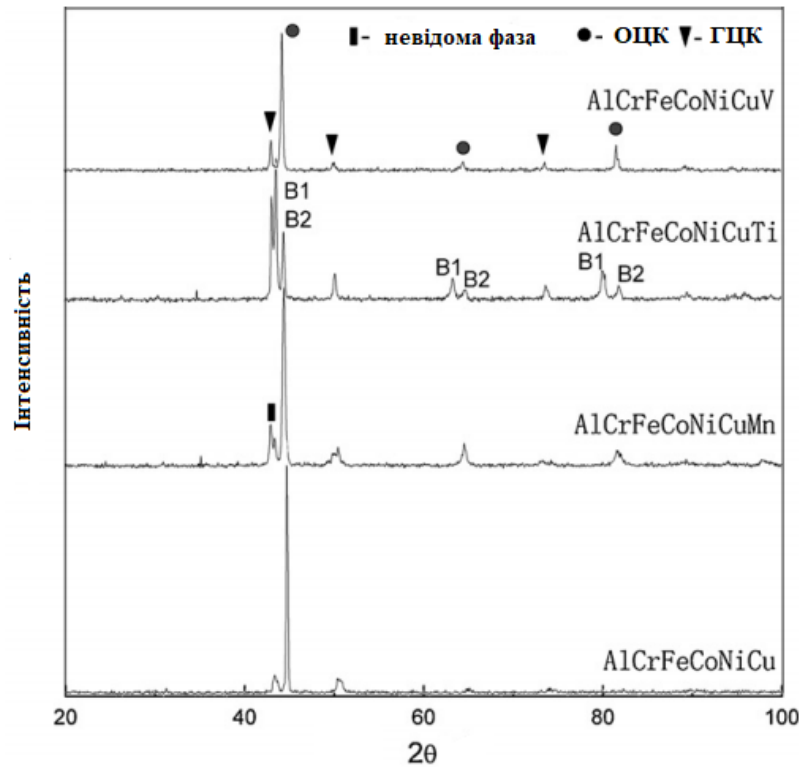


Рисунок 1.4 – Спектри рентгенівської дифракції AlCrFeCoNiCu(Mn,Ti,V) високоентропійних сплавів [9]

За відносною інтенсивністю дифракційних максимумів, основними фазами цих сплавів є всі ОЦК-фази. Додавання Mn і V до ВЕС не вплинуло на інтенсивність відбиття піків. В той час як додавання Ti призвело до підвищення відносної інтенсивності ГЦК-фази [9].

1.3 Підбір компонентів

З класичних правил Юма-Розері, фактори, що впливають на утворення бінарних твердих розчинів включають різницю атомних розмірів, концентрацію електронів та різницю електронегативності [10]. Крім цих факторів ентропія та ентальпія змішування є найважливішими параметрами фазоутворення для ВЕС. В роботі [11] вивчали вплив цих параметрів на фазоутворення ВЕС та дійшли до таких висновків: утворення простих чи складних фаз головним чином залежить від ентальпії змішування $H_{\text{міч}}$, ентропії змішування $S_{\text{міх}}$ та різниці в розмірах атомів δ .

Для утворення простих фаз (наприклад ГЦК, ОЦК та їх суміші, включаючи як упорядковані так і неупорядковані) повинні виконуватись умови $-22 \leq H_{\text{mix}} \leq 7 \text{ кДж/моль}$, $\delta \leq 8,5$ та $11 \leq S_{\text{mix}} \leq 19,5 \text{ Дж/(К моль)}$ [12]. На рисунку 1.5 зображено межу простих фаз. H_{mix} не може набувати надто великих значень, адже надто високе значення позитивного H_{mix} призведе до поділу фаз, а високе негативне значення H_{mix} , як правило, призводить до утворення інтерметалідних фаз. Значення δ , повинне бути досить малим, оскільки висока різниця атомних радіусів призведе до надлишкової енергії деформації і дестабілізує кристалічну ґратку. Значення ентропії змішування повинне бути досить великим, адже це основний стабілізуючий фактор для простих фаз. Умови для утворення лише неупорядкованих простих фаз є вузькими і відповідають значенням: $-15 \leq H_{\text{mix}} \leq 5 \text{ кДж / моль}$, $\delta \leq 4,3$ і $12 \leq S_{\text{mix}} \leq 17,5 \text{ Дж / (К моль)}$ [11].

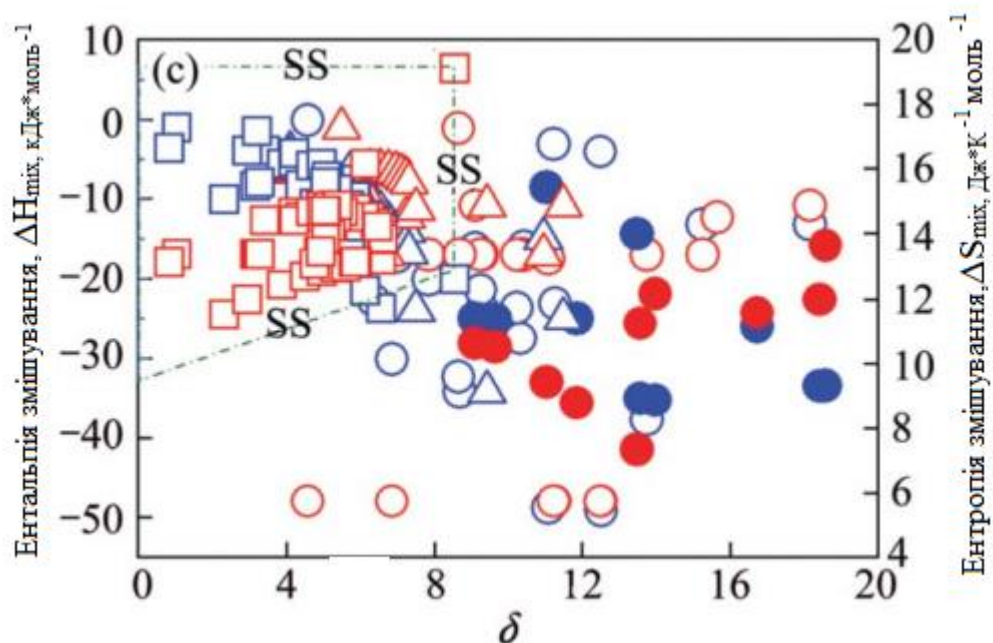


Рисунок 1.5 – Области існування в ΔH_{mix} , δ , і ΔS_{mix} БЕС еквіатомного складу та об'ємних металічних стекел. Позначення: Синім кольором позначено співвідношення між ΔH_{mix} і δ , а червоним - ΔS_{mix} і δ ; символ ● позначає тверді розчини еквіатомного складу; символ □ позначає тверді розчини з різним вмістом компонентів; символ ○ позначає прості фази та Δ

В неупорядкованих розчинах (в яких відсутній ближній порядок) конфігураційна ентропія змішування визначається рівнянням [1], [2], [13] :

$$\Delta S_{mix} = -R \sum_{i=1}^n c_i \ln c_i \quad (1.2)$$

де R – газова стала, n – число хімічних елементів в сплаві, c_i – концентрація i -го елементу;

Таким чином, зі збільшенням кількості елементів ентропія змішування збільшується логарифмічно (рис. 1.1), що призводить до зменшення вільної енергії і в результаті – до збільшення стійкості твердого розчину при наступній термічній обробці [1], [2], [14]. Конфігураційна ентропія безпосередньо пов'язана з числом варіантів розміщення атомів елементів в одних і тих же вузлах кристалічної ґратки (зі збільшенням кількості варіантів – збільшується ентропія).

Внесок конфігураційної ентропії змішування в повну ентропію найбільш значний, але варто не забувати про магнітну, коливальну і електронну ентропії. При середніх значеннях температури, значення коливальної ентропії вище ніж у конфігураційної, однак якщо розглядати міжфазний перехід, то ΔS_{conf} значно змінюється порівняно з конфігураційною ентропією [3], [15].

Згідно з результатами отриманими в роботі [14], зростання конфігураційної ентропії змішування визначається вірогідністю формування високоентропійними сплавами твердого розчину. Однак в роботі [16] дослідження структури високоентропійного сплаву CoCrCuFeNiTi показали наявність ГЦК-фази, фаз Лавеса і навіть аморфної фази. При дослідженні сплаву AlCoCrCuNiTi було виявлено [17] три фази, при цьому значення ентропії змішування було досить великим. Таким чином ВЕС тільки певного хімічного складу можуть формувати неупорядковані тверді розчини, [17] решта ВЕС можуть бути як твердими розчинами або знаходитись в аморфному стані, так і вміщувати в собі інтерметалідні сполуки [18]. Звідси виходить, що ентропія змішування не завжди виступає домінуючим фактором, який забезпечує формування однофазної структури.

Формула для визначення ентальпії змішування [2], [6], [10], [13], [19]:

$$\Delta H_{mix} = \sum_{i=1, i \neq j}^n \Omega_{ij} c_i c_j, \quad (1.3)$$

де $\Omega_{ij} = 4\Delta_{mix}^{AB}$, Δ_{mix}^{AB} – ентальпія змішування подвійних сплавів.

Різниця атомних радіусів [2], [6], [10], [13], [19]:

$$\delta = 100 \sqrt{\sum_{i=1}^n c_i \left(1 - \frac{r_i}{r}\right)^2}, \quad (1.4)$$

де $r = \sum_{i=1}^n c_i r_i$, r_i – атомний радіус i -го елемента.

Концентрація валентних електронів (КВЕ) (критерій прогнозування типу кристалічної структури твердого розчину) [2], [6], [10]:

$\text{КВЕ} \leq 6,87$ – ОЦК; $6,87 < \text{КВЕ} < 8$ – ОЦК+ГЦК; $\text{КВЕ} \geq 8$ – ГЦК

$$\text{КВЕ} = \sum_{i=1}^n c_i (\text{КВЕ})_i, \quad (1.5)$$

де КВЕ_i – концентрація валентних електронів i -го елемента.

Різниця електронегативності хімічних елементів $\Delta\chi$ [2], [6], [10]:

$$\Delta X = \sqrt{\sum_{i=1}^n c_i (\chi_i - \bar{\chi})^2} \quad (1.6)$$

де $\bar{\chi} = \sum_{i=1}^n c_i \chi_i$

c_i – концентрація i -ї складової в сплаві;

χ_i – електронегативність Паулі i -го хімічного елементу.

1.4 Методи отримання високоентропійних сплавів

На сьогоднішній день вчені використовують декілька методів отримання високоентропійних багатокомпонентних сплавів: гартування розплаву, осадження плівок, електроліз, механічне легування, дугова плавка тощо [2], [3].

Гартування розплаву. Виготовлення сплаву з металевих заготовок проводиться в середовищі Ar, методом електродугової плавки з невитратним вольфрамовим електродом в мідному напівсферичному стакані, який охолоджується водою [20], [21], [22], [23]. Злитки, що отримали переплавляють більше 5 разів для гомогенізації складу, після чого виливають у мідну виливницю, що охолоджується водою. При цьому досягаються великі швидкості охолодження до 1000 C^0 або безпосередньо на підложку – 3000 C^0 . Отримання сплаву, який представляє собою однофазний твердий розчин всіх розміщених в ньому елементів залежить від якісного та кількісного складу і швидкості охолодження [24].

Осадження плівок. Для нанесення багатокомпонентних покриттів на підкладку застосовують метод вакуумно-конденсаційного осадження. Покриття формується з потоку частинок, які знаходяться в атомарному, молекулярному або іонізованому стані. Потік частинок отримують випаровуванням матеріалу за рахунок впливу на нього різними енергетичними джерелами. Розпилення матеріалу поділяється на: нанесення методом термічного випаровування, вибухового випаровування - розпилення та іонного розпилення твердого матеріалу. Вакуумно–конденсаційне осадження проводять в жорстких герметичних камерах. Завдяки цьому забезпечуються необхідна довжина вільного пробігу напилюваних частинок і захист матеріалу від взаємодії з атмосферними газами [25].

Процес вакуумно-конденсаційного осадження покриттів включає три стадії:

1. Перехід конденсованої фази в газоподібну, або пароподібну фазу;
2. Формування потоку і перенесення осаджуваних частинок на поверхню напилення;
3. Конденсація парів на поверхні напилення – формування покриття.

Електроліз. Високоентропійні сплави можна отримати шляхом осадження металів з електролітів, при умовах точного контролю за перемішуванням електроліту і електричних параметрів (зокрема, напруги). За допомогою підбору параметрів електролізу, таких як рН, температура, щільність струму та інші, можна отримувати сплави з декількох різних металів одночасно у вигляді твердих розчинів [26].

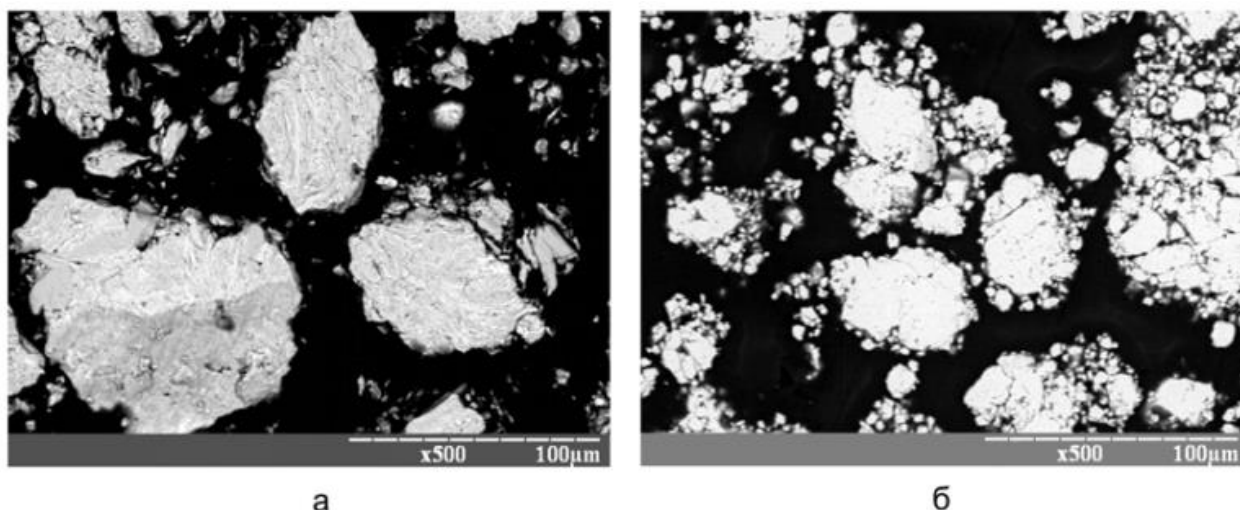
Механічне легування представляє собою процес міжчастинкового зварювання яке відбувається, коли розмольні тіла зіштовхуються між собою деформуючи частинки порошку, які знаходяться між ними. На початковій стадії це призводить до збільшення розмірів частинок. Зі збільшенням часу обробки відбувається подрібнення порошку на дрібні частинки і це прискорює процес взаємодифузії між компонентами порошкової суміші. Частинки зменшуються поки процес подрібнення та холодного зварювання не досягнуть рівноваги [27]. ВЕС отримані механічним легуванням мають високу однорідність хімічного складу, який легко контролювати.

Дана технологія дозволяє отримати вироби із наперед заданою формою, що зводить механічну обробку необхідну для виготовлення деталі до мінімуму, а також зменшує кількість відходів. В процесі механічного легування відбувається формування нанокристалічної структури, що призводить до підвищення механічних властивостей: твердість, міцність, тріщиностійкість. Методом МЛ можна здійснювати масштабне виробництво порошку за допомогою : планетарних кульових , атриторних, вібраційних млинів [2], [27], [28].

В роботі [29] було проведено порівняльне дослідження мікроструктури поперечного перерізу частинок порошку сплаву AlCuNiFeTi на різних стадіях механічного легування (рис. 1.6).

На першому етапі утворюється композиційна шарувата структура порошку за рахунок подрібнення та повторного холодного зварювання частинок (рис. 1.6, а) лише за 0,5 годин розмелу.

Після 5 годин розмелу вже формується однорідна структура в якій не має чітко виражених особливостей (рис. 1.6, б) [29].



a – протягом 0,5 год; *б* – протягом 5 год.

Рисунок 1.6 – СЕМ зображення мікроструктури поперечного перерізу частинок порошку сплаву AlCuNiFeTi після МЛ [29]

Головна перевага даного методу те, що цей метод є більш дешевим та може проводитися при кімнатних температурах і дозволяє отримати нерівноважні сполуки.

Основний недолік методу МЛ полягає в тому, що з розмольної камери та розмольних тіл до основного складу сплаву потрапляють домішки, та вміст цих домішок може сягати 5% [30]. Проблеми з потраплянням домішок вирішуються за допомогою футерування розмольних камер, та використовують розмольні тіла з матеріалів аналогічних оброблюваному сплаву. Також проводять МЛ та їх подальшу обробку в середовищі інертних газів, адже після обробки вони володіють високою поверхневою активністю. [30].

Ще одна проблема процесу механічного легування – це низький вихід порошку в деяких системах, через інтенсивне випаровування порошку на стінки розмольної камери та розмольні тіла. Дану проблему можна вирішити додаванням ПАР, що сприятиме мінімізації холодного зварювання [30].

1.5 Методи отримання високоентропійних покриттів

Отримання покриттів з ВЕС або високоентропійних покриттів, досягається такими методами, як вакуумно-конденсаційне напилення, наплавка лазерним променем із суміші порошків вихідних компонентів, магнетронне та газотермічне (плазмово-дугове) напилення готового порошку високоентропійного сплаву [2], [3].

Отримання високоентропійних покриттів газополуменевим напилення проводять з застосуванням порошків готового ВЕС, що транспортується від газового пальника до напилюваної поверхні струменем стисненого газу при високих температурах плавиться та налипає на підкладку, формує шар покриття [31], [32].

Лазерне наплавлення – цей метод може забезпечувати покращення поверхні матеріалу за допомогою додавання тонких шарів різних матеріалів. Схема установки зображена на рисунку 2.6 [33]. При отриманні покриттів методом наплавки лазером в якості вихідної сировини використовується суміш порошків чистих металів, які наносяться на підкладку. Після чого відбувається їх наплавка лазерним променем в середовищі захисного газу Ar. Цей метод нанесення покриттів сприяє формуванню саме твердих розчинів, а не інших сполук в зв'язку з швидким охолодженням розплаву $10^4 - 10^6$ °C/с. Мікроструктура таких покриттів подібна до структури ВЕС, отриманих гартуванням розплаву [34], [35]. На рисунку 1.7 наведена схема установки для лазерного наплавлення [33].

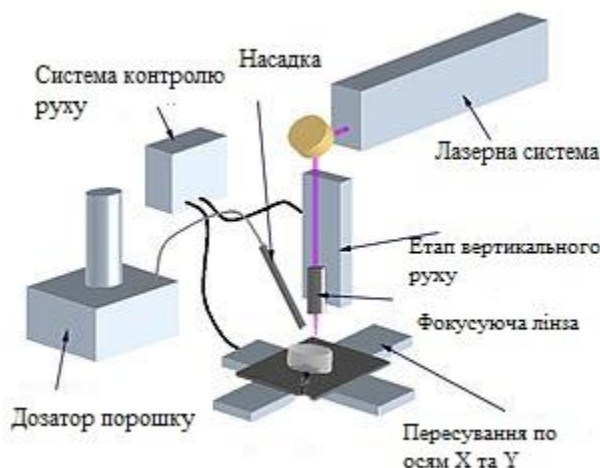


Рисунок 1.7 – Схема установки для лазерного наплавлення [33]

Газотермічне напilenня – матеріал, що напilenнюється застосовується у вигляді дрібно розділених розплавлених, або напіврозплавлених крапель та їх розбризування високошвидкісною струєю сжатого повітря або газу. При попаданні на тверду поверхню краплі розплющуються, перемішуються та створюють покриття [36], [37].

Для напilenня високоентропійних сплавів газотермічним методом використовують плазмове напilenня, що надає змогу отримати більш тонкі покриття. В цьому методі використовується, як джерело енергії, струмінь електронів, іонів та нейтральних атомів газу [38]. На рисунку 1.8 схематично зображено процес плазмового розпилення [37].

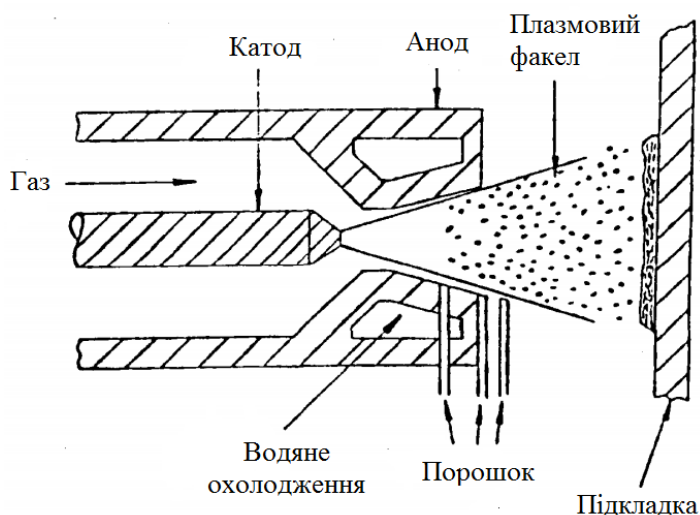
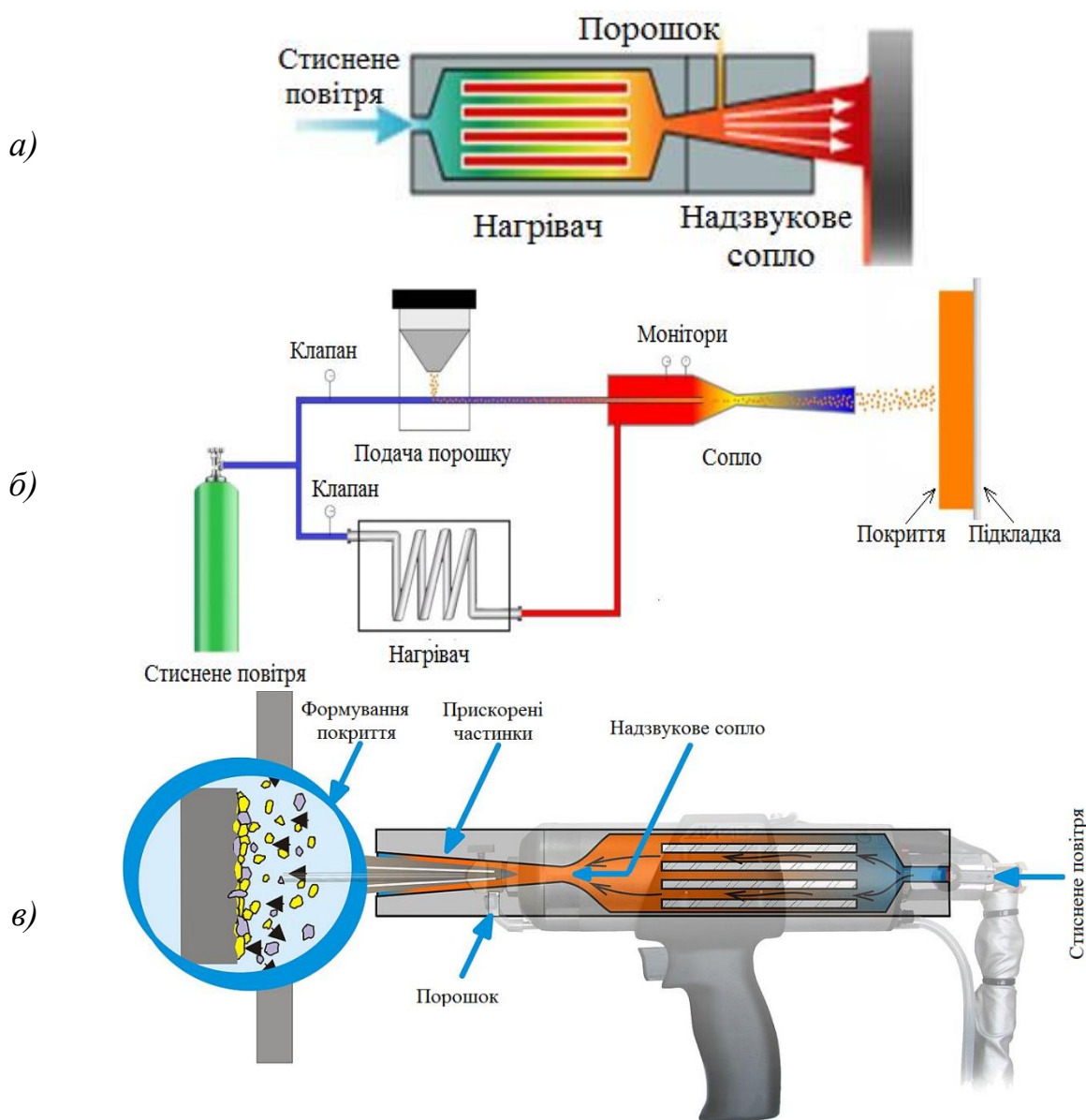


Рисунок 1.8 – Схематичне зображення процесу плазмового розпилення[33]

Холодне газодинамічне напilenня (ХГН) (англ. Cold Spray) – це унікальний метод газотермічного напilenня, в якому порошкові матеріали напilenнюються в твердому стані (рисунок 1.9). Частинки порошку прискорюються в потоці нагрітого і стиснутого газу через сопло Лавалю до надзвукових швидкостей і ударяються об підкладку. При ударах нерозплавлених металевих частинок об підкладку відбувається їх пластична деформація і кінетична енергія частинок перетворюється в тепло і, частково, в енергію зв'язку з підкладкою, забезпечуючи формування суцільного шару з щільно упакованих металевих частинок [39],[40]. Здатність утворення покриттів залежить від швидкості частинок порошку. Для кожного матеріалу покриття, що використовується можна

визначити критичну швидкість $v_{кр}$, при якій частинки достатньо пластично деформуються для адгезії з підкладкою та між собою і утворення покриття. Нижче $v_{кр}$ відбувається ерозія поверхні підкладки і відбивання частинок [41], [42],[43].



а – загальна схема; б – система високого тиску; в – система низького тиску

Рисунок 1.9 – Схема холодного газодинамічного напilenня [42]

При застосуванні легких матеріалів та газів (повітря, азот) використовують холодне газодинамічне напilenня низького тиску. А для напilenня більш щільних

частинок та газів високого тиску, використовують системи ХГН високого тиску [41], [42], [44].

Перевагою ХГН в порівнянні з іншими процесами газотермічного напилення є відсутність високих температур, а отже, немає температурних деформацій поверхні, окислення, пористості, фазових перетворень і залишкових напружень [45]. Крім того, ХГН має ще одну технічну перевагу – можливість механізації процесу напилення, тобто використання маніпулятора для напилення або робочого столу з числовим програмним управлінням для переміщення заготовки та обробки великогабаритних або складних поверхонь.

1.6 Застосування високоентропійних сплавів

Такі властивості, як висока термічна стабільність, твердість, міцність і зносостійкість, хороша корозійна стійкість, робить ВЕС перспективними у застосуванні в різних галузях [1]–[3]. Завдяки їх стійкості до радіаційного опромінення та корозійній стійкості ВЕС застосовують в ядерній енергетиці. Жароміцні високоентропійні сплави використовують для виготовлення лопаток газових турбін, теплових бар'єрів для надзвукових літаків. Високоентропійні сплави можна використовувати для захисту поверхні деталей машин та інструментів через їх високу твердість, зносостійкість, стійкість до корозії [46]. Багатокомпонентні сплави можуть мати парамагнітні, феромагнітні, м'якомагнітні властивості, тому їх використання можливе в електроніці [47].

Сплав $\text{Al}_5\text{Cr}_{12}\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{28}\text{Ni}_{20}$ має просту ГЦК структуру. У литому або гомогенізованому стані, демонструє дуже хорошу технологічність. На рисунку 1.10 показана фольга товщиною 70 мкм, отримана методом дугового плавлення та холодної прокатки. Розширення зразка після прокатки становить 4257% від початкової ширини з товщиною приблизно 3 мм і твердістю 147 HV. Цей сплав демонструє хорошу корозійну стійкість та хорошу гнучкість, таким чином може застосовуватись для виготовлення гнучких підкладок підкладки для сонячних батарей та дисплеїв [1].



Рисунок 1.10 – Фольга товщиною 70 мкм, отримана методом дугового плавлення та холодної прокатки [1]

Сплав $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}$ має просту ГЦК структуру. В литому стані має твердість 378 HV, а максимальну твердість 513 HV може бути отримана старінням при 800 °C протягом 5 годин [1]. Сплав після старіння виявляє меншу намагніченість і високий питомий опір, ніж Стелліт 6. Має малі втрати на вихрових токах при змінному магнітному полі. На (рис. 1.11) представлені литі, механічно оброблені підшипники, виготовлені методом лиття по виплавленому модельному складу. Він використовується в важких умовах, для підземних електричних насосів, в системах нафтових свердловин. Через свою високотемпературну міцність і стійкість до окислення, цей сплав застосовується в якості запчастин, таких як шатуни і високотемпературні тримачі на розтягнення в розривних машинах [1].



Рисунок 1.11 – Два оброблених литих підшипника $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}$, виготовлених методом лиття. Зовнішній діаметр 56 мм і внутрішній діаметр 38 мм [1]

1.7 Висновки та постановка завдань дослідження

Аналіз літературних даних показує, що перспективні властивості високоентропійних сплавів роблять їх потенційно придатними для застосування в якості інструментів, прес-форм, штампів, механічних частин і деталей печей, які вимагають високої міцності, термостійкості, опору окисленню і зносу. Вони також володіють чудовою корозійною стійкістю і можуть бути використані в якості антикорозійних високоміцних матеріалів на хімічних заводах і навіть застосовуватися в якості трубопроводів і деталей насосів, експлуатованих в морській воді [1] – [3], [46].

Сучасний розвиток техніки висуває нові вимоги до деталей машин і механізмів, що працюють в екстремальних умовах. Одним із ефективних методів підвищення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей деталей є заміна традиційних конструкційних матеріалів (сталей та сплавів) на нові перспективні матеріали. До таких матеріалів належать високоентропійні сплави (ВЕС). Підвищений інтерес багатьох вчених до ВЕС як нових матеріалів, що можуть знайти практичне застосування, зумовлений властивостями, які вони демонструють. У першу чергу це висока міцність, твердість, термічна стабільність та корозійна стійкість та інші властивості, що надають перспективи застосування ВЕС в різних галузях. Однією з корисних властивостей ВЕС є можливість впливу на їх фазовий склад та структуру за допомогою зміни значення середньої електронної концентрації сплаву, що надає змогу регулювати показники фізико-механічних властивостей сплаву, без використання складних режимів термічної обробки.

Можливе застосування високоентропійних сплавів у якості функціональних покриттів. Найчастіше покриття з ВЕС отримують методами лазерного наплавлення, газотермічного напилення, вакуумно – конденсаційного чи магнетронного розпилення [2],[34],[36]. Одним із кращих методів нанесення покриттів з високоентропійних сплавів є метод холодного газодинамічного напилення (ХГН) [42], [44], що в порівнянні з високотемпературними методами, не змінює вихідних властивостей та іноді їх покращує.

Виходячи із проведеного аналізу літератури та зважаючи на обмежений характер відомостей щодо формування покриттів з багатокомпонентних високоентропійних

сплавів методом холодного газодинамічного напилення метою роботи є дослідження впливу температури напилення на формування AlNiCoFeCrTi покриттів методом ХГН.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні задачі:

- зробити аналіз-сучасних та вітчизняних публікацій по темі дослідження;
- обрати та обґрунтувати хімічний склад порошкового ВЕС з метою отримання покриттів з підвищеними механічними характеристиками;
- визначити вихідні параметри порошку для напилення, а саме морфологію, розмір, структуру, фазовий та хімічний склад, мікротвердість;
- отримати високоентропійні покриття ХГН при різних температурах ;
- дослідити структуру, фазовий та хімічний склад покриттів, отриманих методом ХГН;
- визначити мікротвердість ХГН покриттів за відстанню від поверхні;
- проаналізувати експериментальні результати та зробити висновки.

2 ЕКСПЕРЕМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

2.1 Матеріал дослідження. Вибір та обґрунтування хімічного складу високоентропійного сплаву для отримання покриттів

Під час вибору хімічного складу суміші керуємось такими параметрами як ціна та доступність матеріалів. Виходячи з цих параметрів, для створення матеріалу, було обрано такі елементи: Al, Ni, Co, Fe, Cr, Ti. Хімічний склад системи було обрано відповідно до значень ентропії, ентальпії та різниці атомних радіусів, які відповідають формуванню твердих розчинів заміщення в ВЕС [1], [3], [12], [48], [50].

Для дослідження обрано еквіатомну систему Al, Ni, Co, Fe, Cr, Ti з вмістом кожного елементу у сплаві 16,67 ат. %.

Розраховані значення ентропії ΔS_{mix} , ентальпії змішування ΔH_{mix} , різниці атомних радіусів δ та концентрації валентних електронів КВЕ системи Al-Ni-Co-Fe-Cr-Ti наведено в табл. 2.1. Розраховані значення КВЕ = 6,87 ел/ат і $\Delta H_{\text{mix}} = -21,5$ кДж/моль вказують на формування в сплаві/покритті твердого розчину з ОЦК структурою та впорядкованих інтерметалідних фаз.

Таблиця 2.1 – Значення ентропії ΔS_{mix} , ентальпії змішування ΔH_{mix} , різниці атомних радіусів δ та концентрації валентних електронів КВЕ системи Al-Ni-Co-Fe-Cr-Ti

ΔS_{mix} , Дж/моль·К	ΔH_{mix} , кДж/моль	δ , %	КВЕ, ел/ат	Прогнозуємий фазовий склад
14,89	-21,5	6,87	7,22	ОЦК твердий розчин, інтерметалідні фази

2.2 Метод отримання порошку

Вихідний порошок AlNiCoFeCrTi високоентропійного сплаву для напилення був отриманий методом механічного легування протягом 10 год. в планетарному млині із суміші елементарних порошків (Al, Ni, Co, Fe, Cr, Ti) еквіатомного складу. Швидкість обертання розмельних камер становила 580 об/хв. Наважка суміші порошків по відношенню до маси розмельних тіл становила 1:10, відповідно. Використовували

розмельні камери та кулі (діаметром 10 мм) з твердого сплаву ВК6М. Для запобігання окислення, холодного зварювання і надмірної агломерації порошків, розмел проводився в середовищі бензину.

2.3 Метод отримання покриттів – Холодне газодинамічне напилення

Покриття з порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву одержували методом холодного газодинамічного напилення на холодну (20 °С) сталеву підкладку при тиску повітря 0,7 МПа та температурі повітря 300°С, 400°С, 500°С. Відстань між поверхнею підкладки та вихідним отвором пістолету складала 30 мм. В якості підкладки використовували холоднокатану стрічку низьковуглецевої сталі (вміст вуглецю 0,2%) товщиною близько 3,0 мм. Безпосередньо перед нанесенням покриттів поверхню підкладки оброблювали на абразивному кругу за допомогою кутової шліфмашини для надання поверхні шорсткості та покращення міцності зчеплення покриття – підкладка.

На рис. 2.1 наведено схематичне зображення процесу холодного газодинамічного напилення [42].

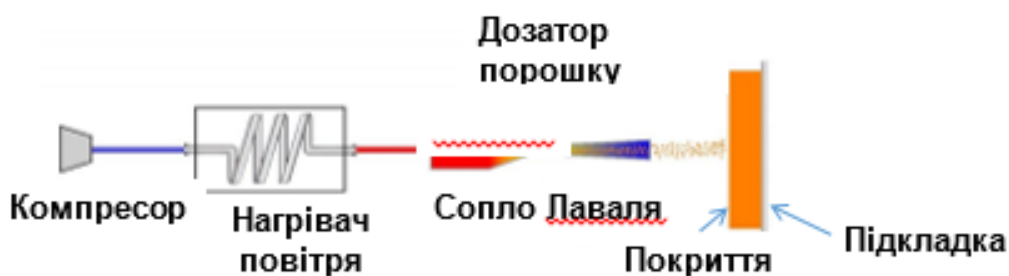


Рисунок 2.1 – Схематичне зображення процесу ХГН

У вузол напилення окремо подаються стиснене повітря і порошок, що напилюється. Стисле повітря проходить через нагрівальні елементи і нагрівається до температури $T < 500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Температура нагріву також повинна бути істотно нижче $T_{\text{пл}}$ напилюваного матеріалу, щоб уникнути підплавлення всередині розпилювача. Потім нагріте повітря потрапляє в сопло, вилітає з сопла з надзвуковою швидкістю 500-800 м/с і об'єднується в єдиний потік з напилюваним порошком. Частинки порошку

прискорюються повітряним потоком до надзвукової швидкості, взаємодіють з поверхнею підкладки, формуючи на ній покриття.

2.4 Дослідження структури, фазового складу

Для дослідження структури та фазового складу вихідних порошків для напилення та покриттів використовують рентгеноструктурний аналіз (РСА), за допомогою дифрактометру Ultima IV Rigaku (Японія), адже він є одним з найбільш ефективних і інформативних методів дослідження, що застосовується для вивчення внутрішньої будови кристалічних і аморфних матеріалів.

РСА дозволяє отримувати інформацію про фазовий склад, типи та параметри кристалічної решітки, кристалографічну текстуру, розміри зерен/кристалітів (блоків когерентного розсіювання), мікронапруження, щільність дислокацій та інші параметри структури. РСА займає одну з основних позицій серед методів, що застосовуються для дослідження структури дрібнодисперсних (нано- та субмікророзмірних) матеріалів.

2.5 Дослідження мікроструктури та хімічного складу

Щоб дослідити структуру зразків, їх хімічний склад, проводять мікроструктурний аналіз на мікроскопі РЕММА-106И (20 кВ). За цими дослідженнями отримують інформацію про форму та розмір порошкових частинок, а також мікроструктуру порошкових та консолідованих сплавів.

Визначення середнього розміру частинок проводять за мікроскопічними знімками зробленими на СЕМ РЕММА-106И. Визначення середнього розміру частинок проводять згідного з ГОСТ 23402 – 78 [51].

Визначення пористості проводять за лінійним методом [52], по знімках які зроблено на СЕМ РЕММА-106И. Для кожного зразка робимо 1000 вимірювань.

Хімічний склад порошкових сумішей та напилених покриттів вивчають методом мікрорентгеноспектрального аналізу за стандартною методикою в СЕМ РЕММА-106И, оснащеного енергодисперсійним детектором.

2.6 Визначення мікротвердості

Мікротвердість вихідного порошку та зміну мікротвердості за товщиною покриттів визначають за методом Віккерса на приладі ПМТ-3 за стандартною методикою [53]. Мікротвердість за Віккерсом розраховується як відношення прикладеного навантаження до площі поверхні відбитка:

$$HV = \frac{2F \sin \gamma_1}{d^2} \cdot 10^{-3} \quad (2.1)$$

де $2\gamma_1$ – кут між протилежними гранями піраміди Віккерса ($136^\circ \pm 0,5^\circ$);

F – сила (навантаження), що прикладають до індентора під час випробувань, у Н або кг;

d – довжина діагоналі відбитку у мм, за яку приймають середнє арифметичне результатів вимірювань довжини двох діагоналей індентора d_1 d_2 .

Середнє квадратичне відхилення випадкової похибки результатів вимірювання твердості визначають за формулою:

$$\pm HV = \sqrt{\frac{\sum (HV_c - HV_n)^2}{n - 1}} \quad (2.2)$$

де $\pm HV$ – середнє квадратичне відхилення випадкової похибки результатів вимірювання твердості;

HV_c – середнє арифметичне значень твердості;

HV_n – значення твердості n -ого вимірювання; n – кількість вимірювань.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Структура вихідного порошку для напилення

На рисунку 3.1 наведено спектри рентгенівської дифракції порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву, отриманого механічним легування протягом 10 годин.

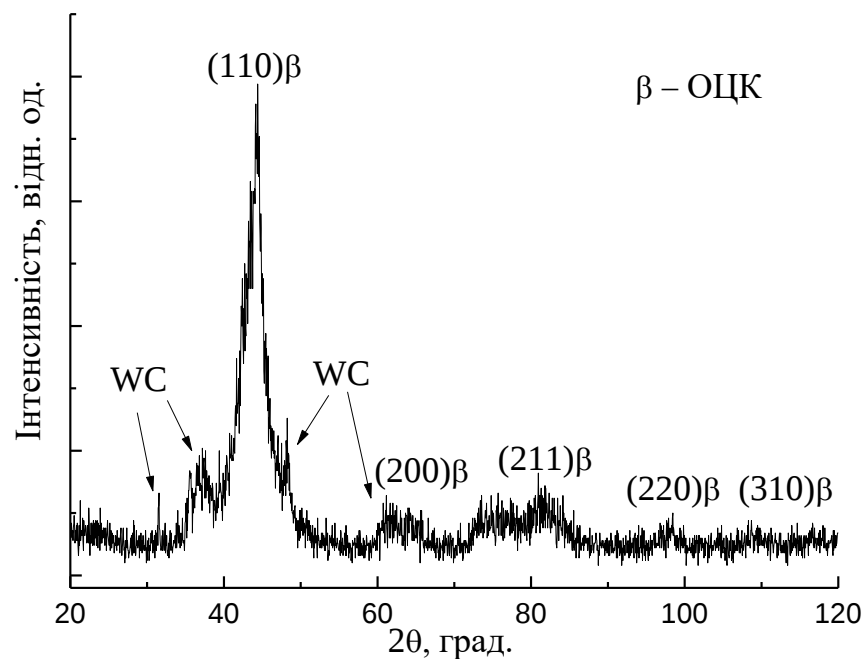


Рисунок 3.1 – Спектри рентгенівської дифракції порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву після механічного легування протягом 10 годин

Виходячи з дифракційної картини тип кристалічної ґратки твердого розчину встановлювали за співвідношенням:

$$Q = \frac{\sin^2 \theta_i}{\sin^2 \theta_1} = \frac{(h_i^2 + k_i^2 + l_i^2)}{(h_1^2 + k_1^2 + l_1^2)}, \quad (3.1)$$

де θ_i та θ_1 – кут дифракції першої та i -ої лінії, відповідно;

(h, k, l) – індекси інтерференції кожної лінії дифрактограми.

Дане відношення є строго визначеним рядом чисел, різним для решіток різних типів.

Параметр кристалічної решітки твердого розчину розраховували по положенню центру тяжіння максимумів під максимальним кутом дифракції за традиційною методикою [54] з використанням рівняння Вульфа-Брегга:

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}, \quad (3.2)$$

де λ – довжина хвилі характеристичного спектру (для $\text{Cu K}\alpha$ – 1,5418 Å);

θ – кут дифракції;

(h, k, l) – індекси інтерференції кожної лінії дифрактограми.

За результатами рентгеноструктурного аналізу встановлено, що сплав системи Al-Ni-Co-Fe-Cr-Ti після механічного легування протягом 10 год складається з пересиченого твердого розчину заміщення із ОЦК кристалічною структурою, а також карбіду вольфраму, поява якого пояснюється намелом від стінок розмельної камери при механічному легуванні (табл. 3.1).

Таблиця 3.1 – Дані для визначення типу кристалічної решітки твердого розчину AlNiCoFeCrTi сплаву, отриманого МЛ, 10 год

№ лінії	2θ , 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.	Тип решіт-ки
1	44,15	22,075	0,376	0,141	1	1	ОЦК
2	63,75	31,875	0,528	0,279	1,97	2	
3	80,5	40,25	0,646	0,417	2,96	3	
4	98	49	0,755	0,57	4,03	4	
5	114,8	57,4	0,842	0,71	5,02	5	

Параметр кристалічної решітки ОЦК-твердого розчину розраховано (табл. 3.2) за положенням максимуму лінії $(211)\beta$, який після 10 годин МЛ дорівнює $a = 0,2923$ нм.

Таблиця 3.2 – Параметри кристалічних решіток високоентропійного AlNiCoFeCrTi сплаву після 10 годин МЛ

Сплав	Тип ґратки	λ , нм	(hkl)	Θ , град	$\sin\Theta$	$h^2+k^2+l^2$	a , нм
AlNiCoFeCrTi	ОЦК	0,15418	(211)	40,25	0,646	6	0,2923

На рисунку 3.2 зображено мікроструктуру вихідного порошкового сплаву AlNiCoFeCrTi, отриманого в процесі механічного легування протягом 10 годин.

За допомогою мікроструктурного аналізу було встановлено, що частинки порошку мають неправильну форму, а також різні розміри у діапазоні від 1 до 40 мкм. Середній розмір частинок порошкового сплаву становить 16 мкм.

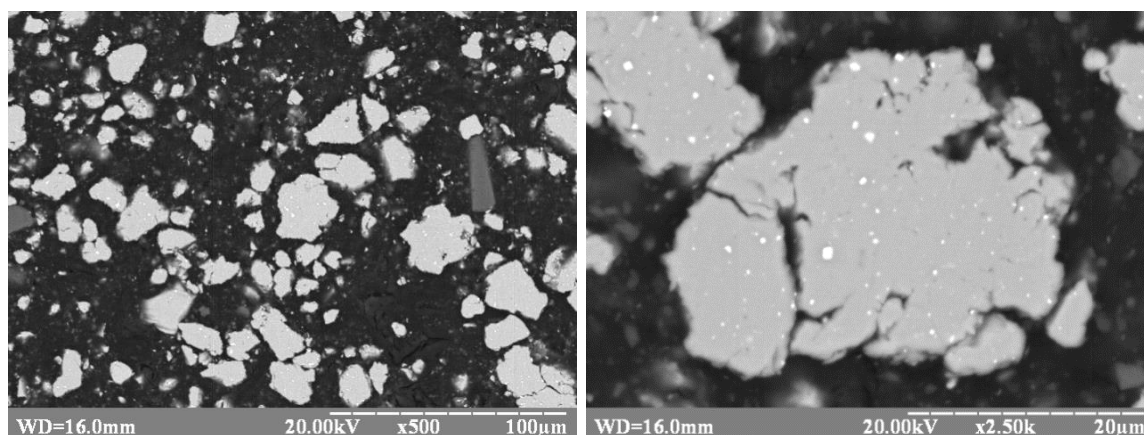
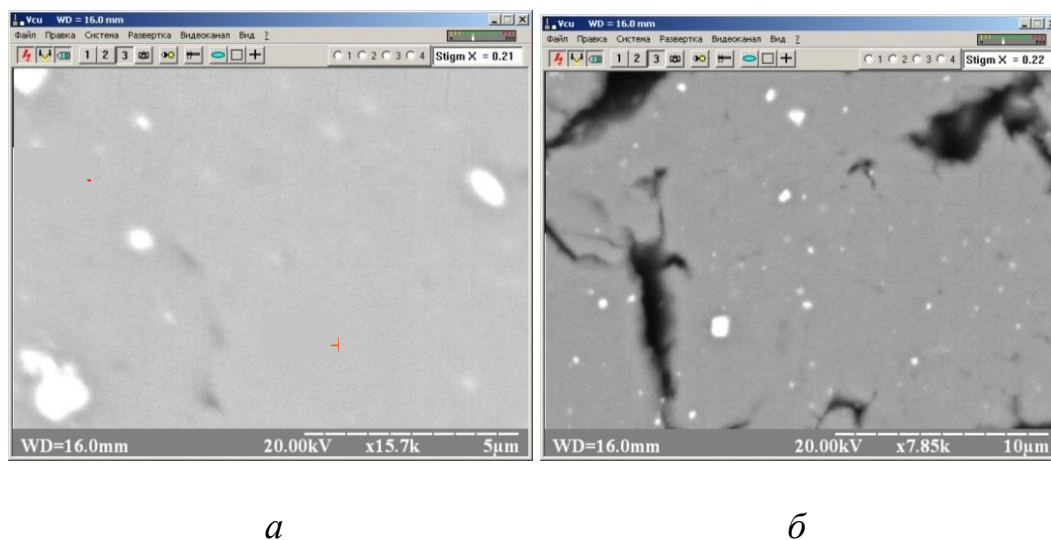


Рисунок 3.2 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву після 10 годин механічного легування

За допомогою енергодисперсійного мікроаналізатора було визначено хімічний склад порошкового AlNiCoFeCrTi ВЕС після 10 годин механічного легування. Було взято проби на місцях, вказаних на рисунку 3.3, результати аналізу занесені до таблиці 3.2.



а – місце загальної проби по двох точках; *б* – загальна проба

Рисунок 3.3 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву після 10 годин МЛ

Таблиця 3.2 – Хімічний склад AlNiCoFeCrTi сплаву після 10 годин механічного легування

Елемент \ Розподіл компонентів, ат.%	Загальний		Точковий	
	Рисунок 3.2 а	Рисунок 3.2 б	1	2
Fe	20,413	20,174	21,391	22,124
Ni	18,567	20,398	19,7	19,693
Cr	17,536	16,793	16,554	16,498
Ti	16,009	16,29	14,548	15,732
Co	19,617	18,104	19,265	17,967
Al	3,298	3,441	3,922	3,245
W	4,56	4,8	4,62	4,74

Мікротвердість частинок вихідного порошку AlNiCoFeCrTi ВЕС визначали за методом Віккерса на приладі ПМТ-3 за стандартною методикою [43]. Для даного порошкового сплаву $HV=10,15\pm0,74$ ГПа.

3.2 Високоентропійні AlNiCoFeCrTi покриття, отримані методом холодного газодинамічного напилення

На рисунку 3.4 показано спектри рентгенівської дифракції покриття AlNiCoFeCrTi сплаву, отриманого методом ХГН при температурі 300 °С та тиску 0,7 МПа.

Дифрактометричний аналіз високоентропійного AlNiCoFeCrTi покриття, отриманого при температурі 300 °С і тиску 0,7 МПа (рис. 3.4) показав, що його якісний фазовий склад та структурний стан не змінюється порівняно з вихідним порошком (рис. 3.1).

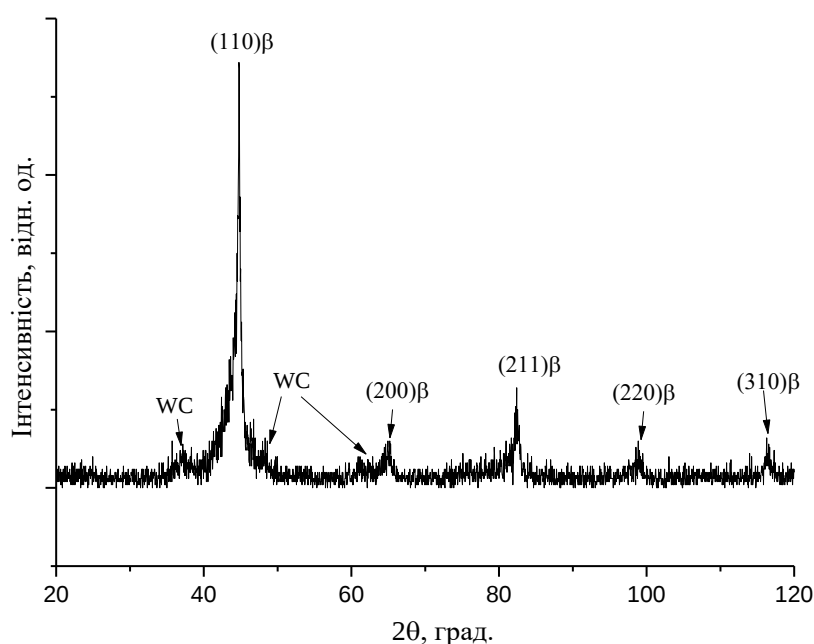


Рисунок 3.4 - Спектри рентгенівської дифракції покриття AlNiCoFeCrTi сплаву, отриманого методом ХГН при температурі 300 °С та тиску 0,7 МПа

В свою чергу мікроструктурні дослідження покриття (рис. 3.5) виявили відсутність суцільного покриття після напилення порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву на сталеву підкладку при температурі 300 °С та тиску 0,7 МПа. Це можна пояснити недостатньою швидкістю ($v < v_{кр}$) зіткнення частинок порошку з підкладкою для формування покриття. При даних умовах відбувається здебільшого ерозія поверхні

(рис. 3.5 б) підкладки, а також утворюються невеликі конгломерати з декількох частинок, що підтверджується результатами дифрактометричного аналізу (рис. 3.4).

Положення дифракційних максимумів ОЦК твердого розчину залишається майже незмінним порівняно з їх положенням після МЛ, вказуючи на те, що його період решітки не змінюється після напилення і його значення $a = 0,2923$ нм. Також ці максимуми накладаються на дифракційні максимуми від сталеві підкладки, яка також має ОЦК ґратку і помітно вищу інтенсивність. Як і у вихідному порошку (рис. 3.1) в спектрі рентгенівської дифракції покриття спостерігається присутність дифракційних максимумів карбіду вольфраму. Це пояснюється тим, що на відміну від частинок порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву, частинки карбіду WC мають значно більшу масу і отримують достатню кількість кінетичної енергії для зчеплення з поверхнею підкладки.

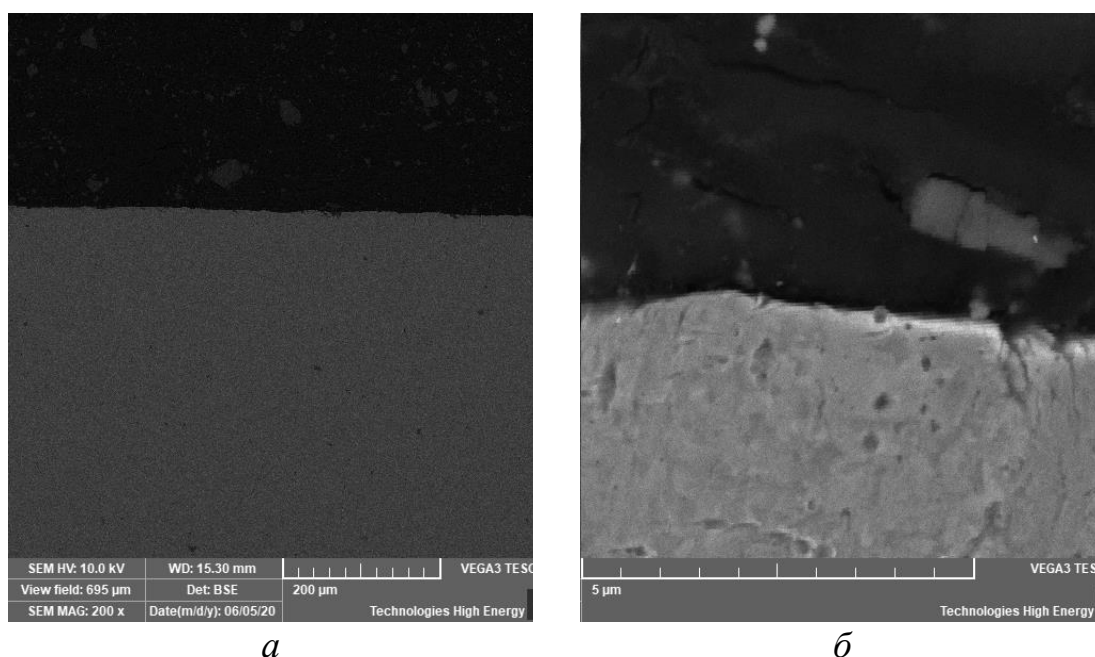


Рисунок 3.5 □ СЕМ зображення мікроструктури AlNiCoFeCrTi покриттів, отриманих методом холодного газодинамічного напилення при температурі 300 °С тиску 0,7 МПа

На рисунках 3.6 і 3.7 показано спектри рентгенівської дифракції покриття AlNiCoFeCrTi сплаву, отриманого методом ХГН при температурі 400 °С; 500 °С та тиску 0,7 МПа. Дифрактометричний аналіз покриттів показав, що як і при температурі 300 °С їх якісний фазовий склад та структурний стан не змінюється порівняно з вихідним порошком (рис. 3.1).

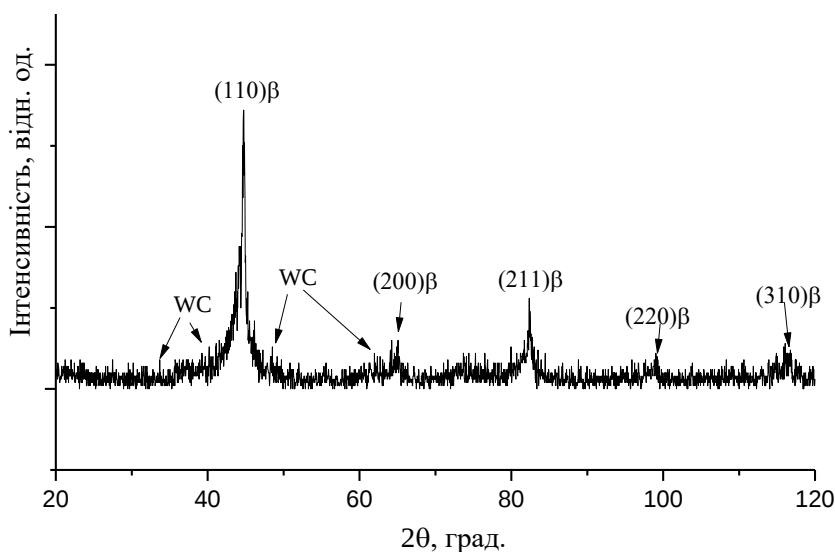


Рисунок 3.6 – Спектри рентгенівської дифракції покриття AlNiCoFeCrTi сплаву, отриманого методом ХГН при температурі 400 °С та тиску 0,7 МПа

Завдяки низькій температурі процесу ХГН в покриттях не спостерігається жодних ознак фазових перетворень та окислення. Крім того, слід зазначити, що інтенсивність дифракційних максимумів ОЦК твердого розчину та карбіду вольфраму, виявлених у покриттях, зменшується, а їх профілі розширюються, порівняно з максимумами цих фаз у порошковому сплаві до напилення (рис. 3.1) та в покритті після напилення при 300 °С (рис. 3.5), що вказує на можливе додаткове подрібнення зеренної структури та підвищення мікронапружень внаслідок інтенсивної пластичної деформації, яка відбувається під час формування AlNiCoFeCrTi покриття в умовах надзвукової швидкості потоку повітряно-порошкової суміші в процесі напилення.

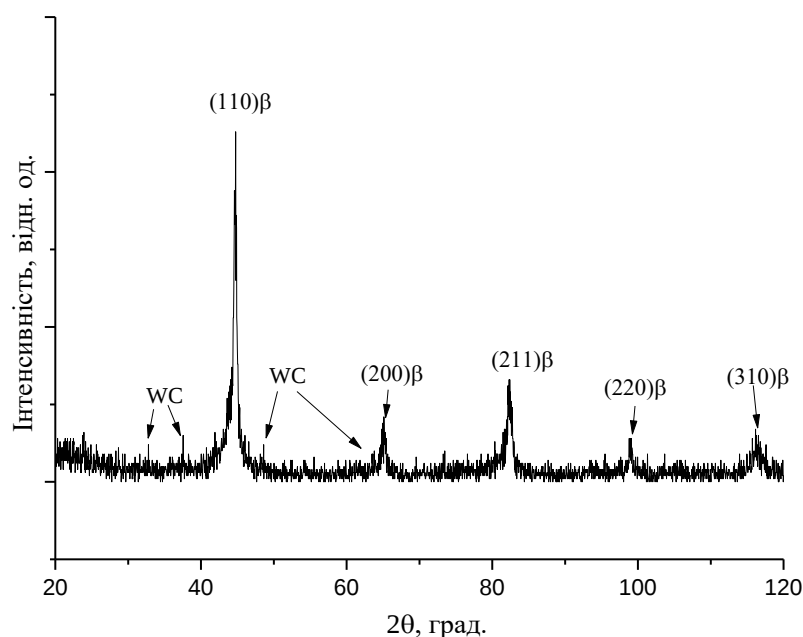
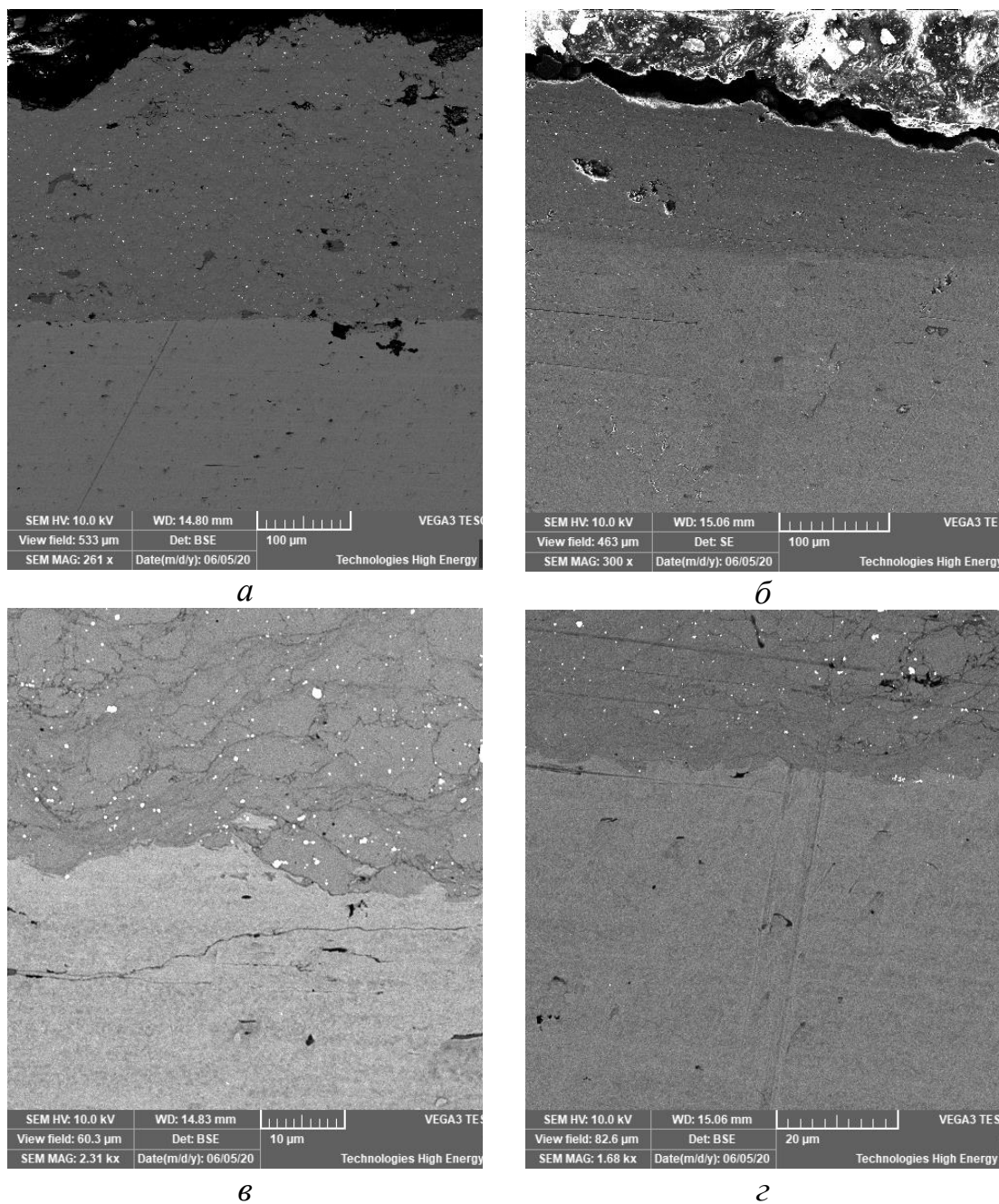


Рисунок 3.7 – Спектри рентгенівської дифракції покриття AlNiCoFeCrTi сплаву, отриманого методом ХГН при температурі 500 °С та тиску 0,7 МПа

Мікроструктурні дослідження покриттів, отриманих при температурі 400 °С (рис 3.8 а, в) та 500 °С (рис 3.8 б, г) і тиску 0,7 МПа, не виявили присутність оксидів як на границях частинок, так і на поверхні поділу «покриття-підкладка». Це можна пояснити високою (надзвуковою) швидкістю зіткнення частинок порошку з підкладкою та одна з одною, що сприяє руйнуванню оксидних плівок за рахунок пластичної деформації під час напилення. Крім того, це забезпечує хорошу адгезію до сталеві підкладки. Слід зазначити, що мікроструктурні дослідження підтверджують, що покриття є однофазними і мають включення карбіду вольфраму (рис 3.8 а, в), які на СЕМ зображенні мають забарвлення білого кольору.

З СЕМ (рис 3.8) зображень видно, що на покриттях присутня пористість, частка якої для покриття, отриманого при 400 °С становить 10%, а при 500°С – 17%. Також помітно, що покриття мають шарувату структуру. При напиленні методом ХГН такі дефекти виникають при недостатній пластичній деформації частинок порошку, що в свою чергу є наслідком недостатньої швидкості потоку повітряно-порошкової суміші.



a, в –400 °C; *б, з* –500 °C

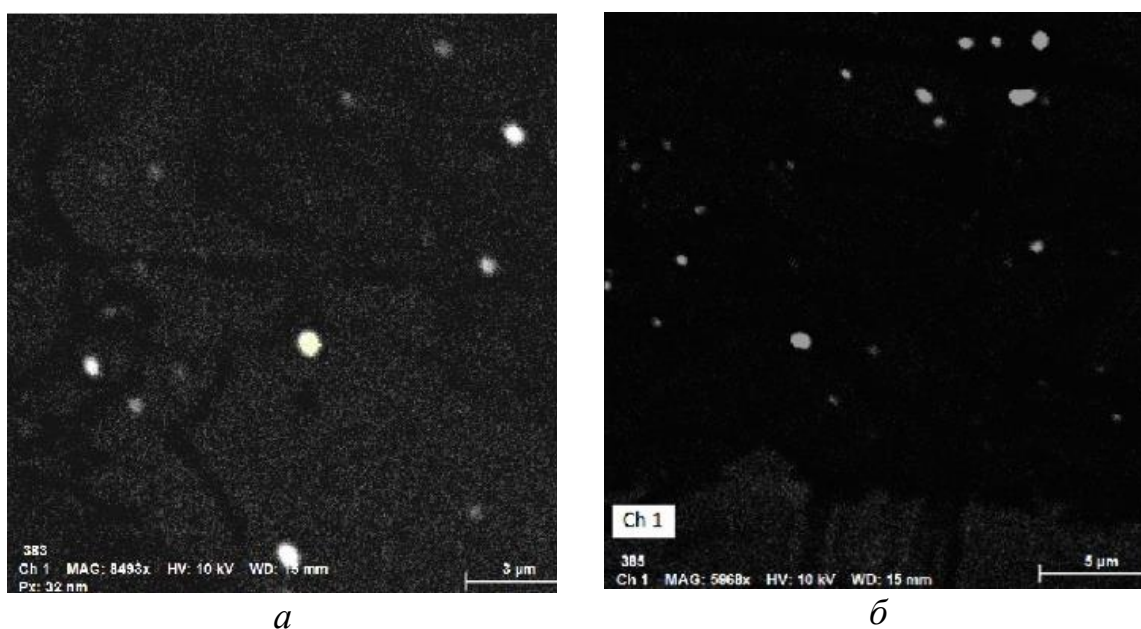
Рисунок 3.8 □ СЕМ зображення мікроструктури AlNiCoFeCrTi покриттів, отриманих методом холодного газодинамічного напылення при температурі 400 °C тиску 0,7 МПа

Як відомо [39], на швидкість суміші в першу чергу впливає тиск стисненого повітря, тому можна говорити про те, що тиску 0,7 МПа недостатньо для отримання суцільного щільного бездефектного покриття з високоентропійного AlNiCoFeCrTi сплаву. Також збільшення пористості покриття зі збільшенням температури напылення пояснюється тим, що при вищій температурі коефіцієнт напылення також збільшується

і, відповідно, збільшується кількість частинок, які одночасно осідають на поверхню підкладки і одне на одного за той самий час. Наслідком цього є недостатня пластична деформація частинок та нещільне їх розміщення у шарі покриття.

За допомогою енергодисперсійного мікроаналізатора було визначено хімічний склад високоентропійних AlNiCoFeCrTi покриттів, отриманих при температурі 400 °C та 500 °C і тиску 0,7 МПа. Для цього було взято проби на місцях, вказаних на рисунку 3.8, результати аналізу занесені до таблиці 3.3.

Отримані результати дослідження хімічного складу підтверджують результати дифрактометричного аналізу покриттів і свідчать про те, що в результаті напилення порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву методом ХГН об'ємний розподіл елементів практично не змінюється. На СЕМ зображеннях покриттів, отриманих при температурі 400 °C та 500 °C (рис. 3.9), спостерігається однорідна темно-сіра область, яка відповідає твердому розчин заміщення із ОЦК кристалічною структурою, а також білі включення карбіду вольфраму, що підтверджується результатами дифрактометричного аналізу (рис. 3.4, 3.5).



a – 400 °C; *б* – 500 °C

Рисунок 3.9 □ СЕМ зображення мікроструктури AlNiCoFeCrTi покриття, отриманого методом холодного газодинамічного напилення при температурі 400 °C (а) та 500 °C(б) і тиску 0,7 МПа

Таблиця 3.3 – Хімічний склад вихідного порошку та AlNiCoFeCrTi покриття, отриманого методом холодного газодинамічного напилення при тиску 0,7 МПа та різних температурах

Елемент Розподіл компонентів, ат. %	Загальний		
	Порошок	Покриття, отримане при 400 °C	Покриття, отримане при 500 °C
Fe	20,413	19,99	21,64
Ni	18,567	18,46	18,53
Cr	17,536	17,04	16,58
Ti	16,009	16,84	17,23
Co	19,617	16,64	16,07
Al	3,298	5,94	5,53
W	4,56	5,09	4,42

За результатами вимірювання мікротвердості, які наведено у таблиці 3.4, побудовано криву зміни мікротвердості AlNiCoFeCrTi покриття, отриманого методом ХГН при тиску 0,7 МПа та температурі потоку стисненого повітря 400 °C та 500 °C, за його товщиною, а також зміна мікротвердості у підкладці (рис. 3.10).

При порівнянні отриманих значень мікротвердості AlNiCoFeCrTi покриттів з мікротвердістю порошку AlNiCoFeCrTi сплаву перед напиленням ($10,15 \pm 0,74$ ГПа) спостерігаємо зниження мікротвердості покриття до $8,12 \pm 0,85$ ГПа при температурі напилення 400 °C та $5,75 \pm 0,87$ ГПа при 500 °C. Таке зниження мікротвердості в першу чергу пояснюється пористістю покриттів (рис. 3.8), яка для температури напилення 400 °C сягає 10 %, а для 500 °C – 17 %. Також значний вплив на мікротвердість має шаруватість покриттів, яка помітна на СЕМ зображеннях (рис. 3.8 в, г). На границях між шарами покриття металевий зв'язок дуже слабкий, що разом з пористістю є наслідком недостатньої швидкості потоку порошково-повітряної суміші.

Таблиця 3.4 – Мікротвердість AlNiCoFeCrTi покриття, отриманого методом ХГН при тиску 0,7 МПа та температурі потоку стисненого повітря 400 та 500°C

Температура напилення	400 °C								
Відстань від поверхні, мкм	30	60	90	120	150	180	210	240	270
HV , ГПа	8,45	8,07	7,94	8,02	6,83	2,73	1,53	1,44	1,43
$\pm\sigma$, ГПа	0,82	0,71	0,96	0,83	1,02	0,33	0,16	0,107	0,04
Температура напилення	500 °C								
Відстань від поверхні, мкм	30	60	90	120	150	180	210	240	270
HV , ГПа	6,22	5,91	5,63	5,23	4,76	2,3	1,51	1,45	1,42
$\pm\sigma$, ГПа	0,9	0,95	0,86	0,85	0,8	0,24	0,17	0,093	0,06

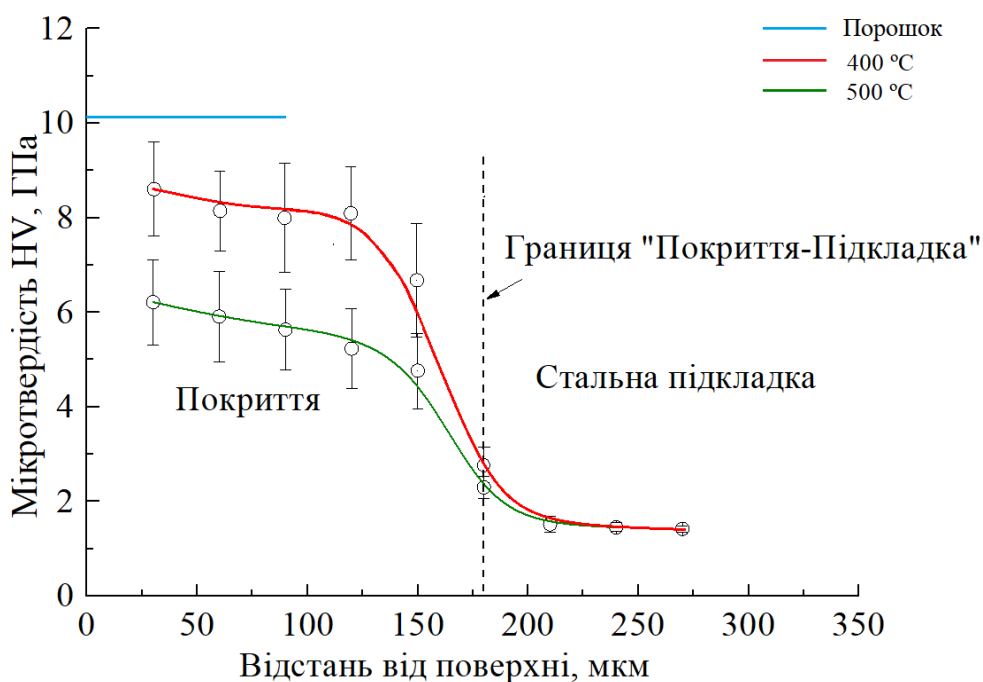


Рисунок 3.10 – Розподіл мікротвердості за товщиною AlNiCoFeCrTi покриття, отриманого методом ХГН при тиску 0,7 МПа та температурі потоку стисненого повітря 400 та 500°C.

У методі ХГН поєднання порошкових частинок відбувається під дією ударно-хвильового впливу газо-порошкової суміші, надзвукова швидкість якої досягається під час проходження крізь сопло Лавалю [39]. Зазначений процес є подібним процесам зварювання вибухом та компактування порошку ударною хвилею. Консолідація порошку та формування покриттів досягається локальним розігрівом поверхні порошкових частинок майже до температур плавлення, що забезпечує міцний зв'язок між частинками та частинок з підкладкою, завдяки перетворенню кінетичної енергії удару на тепло. Надзвукові швидкості процесу ХГН та екстремально короткий час зіткнення частинок з підкладкою та між собою в умовах локального розігріву поверхні надає можливість збереження фазового складу та структурного стану вихідного порошкового матеріалу.

Для отримання бездефектного міцного шару покриттів без пор, тріщин, розшарувань та міцного зчеплення з матеріалом підкладки необхідно забезпечити швидкість повітряно-порошкової суміші вище за критичну ($v > v_{кр}$), досягнення якої забезпечує перехід від режиму ерозії підкладки до режиму консолідації частинок

порошку з підкладкою та між собою. Таким чином, швидкість потоку газо-порошкової суміші є тим домінуючим параметром, який визначає реалізацію процесу нанесення і формування властивостей покриттів з обраного матеріалу. Висока швидкість газо-порошкової суміші є необхідною умовою для консолідації порошкових часток шляхом інтенсивної пластичної деформації і забезпечення взаємодії ювенільних поверхонь частинок сплаву з утворенням між ними міцного металічного зв'язку і якісної адгезії до підкладки. Тому для формування щільних бездефектних покриттів з порошку AlNiCoFeCrTi сплаву, отриманого МЛ протягом 10 годин, необхідно підвищити тиск стисненого повітря вище 0,7 МПа для збільшення кінетичної енергії удару частинок.

4 РОЗДІЛ ОХОРОНИ ПРАЦІ

Метою розділу є аналіз небезпечних та шкідливих чинників при технологічних процесах дозування, легування порошків 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 освітлення, рівень шуму, запиленість повітря, електробезпека та пожежна безпека цього приміщення.

4.1 Небезпечні і шкідливі виробничі фактори

Основними факторами ризику, що утворюються в цьому експерименті, є:

- шум та вібрації під час легування порошку в планетарному кульовому млині;
- запиленість повітря робочої зони під час дозування та легування порошку;
- ураження електричним струмом;
- недостатня освітленість та підвищена яскравість світла в приміщенні;
- механічна небезпека під час роботи з кутовою шліфмашиною.

4.2 Специфікація технологічного обладнання та план приміщення

В даній науково-дослідній роботі було проведено такі технологічні операції:

- дозування порошку;
- механічне легування;
- підготовка порошку для напилення (просушування в сушильній шафі);
- розтирання порошку у ступі;
- підготовка поверхні для напилення (обробка абразивним кругом за допомогою кутової шліф машини);
- знежирення поверхні ацетоном;
- нанесення порошку на підкладку;

- аналіз отриманого покриття на СЕМ, Rigaku Ultima-IV, та вимірювання мікротвердості на MHV-1000 (цифровий тестер твердості по Вікерсу).

Таблиця 4.1 Специфікація технологічного обладнання та оснащення вибраного приміщення.

№ п.п.	Найменування	Розміри Д/Ш/В	Основні характеристики	Кількість	Позиція на рисунку
1	Планетарний кульовий млин	1500x550x1200	Електроживлення 380В, частота обертання 2920об/хв	1	1
2	Кутова шліфувальна машина	550x500x1070	Тиск пресування 50Т	1	6

Більша частина даної дипломної роботи проводиться в науково-дослідній лабораторії 017 навчального корпусу №9. План виробничого приміщення зображено на рисунку 4.1.

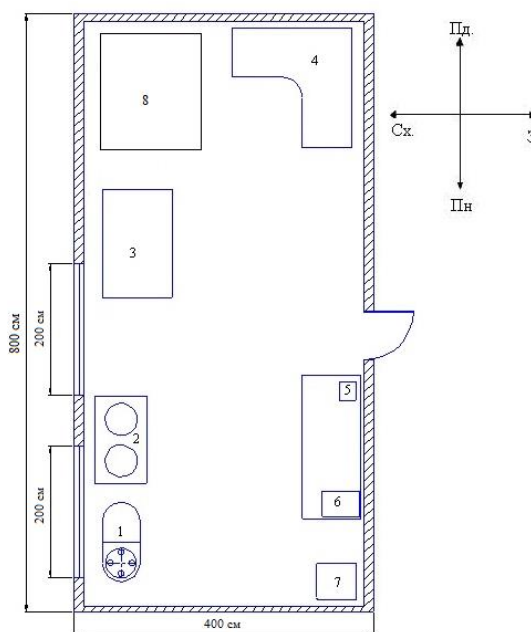
В даній лабораторії виконується механічне легування в планетарному млині, шліфування поверхні для напилення, нанесення порошку на підготовлену поверхню.

Нормативні вимоги до встановлення обладнання щодо об'єму і площі приміщення на 1 працівника та місця розташування технологічного обладнання наведено в таблиці 4.2.

Таблиця 4.2 Реальні та нормативні характеристики приміщення і розміщення технологічного обладнання

№	Параметр приміщення	Реальне значення лабораторія 017	Нормативні значення
1	Площа на 1 працюючого	16 м ²	4,5 м ²
2	Об'єм на 1 працюючого	51,7 м ³	15 м ³
3	Мінімальна ширина проходу	2 м	1,5 м

В даному приміщенні працює 2 людини.



1 – планетарний млин; 2 – вібраційне сито; 3 – дрон-3; 4 – електронний мікроскоп; 5 – механічні лещата; 6 – кутова шліфувальна машина; 7 – раковина; 8 – вакуумна піч

Рисунок 4.1. План дослідницької лабораторії 017

4.3 Оцінка ключових небезпечних та шкідливих виробничих факторів і розроблення заходів поліпшення (нормалізації) умов праці при виконанні роботи (технологічного процесу, робочої операції).

Фізичні та хімічні джерела небезпечних і шкідливих виробничих факторів:

- Підвищений рівень вібрацій та шуму. Даний тип небезпеки присутній під час змішування компонентів порошку в планетарному плинні. Швидкість обертання барабану становить 2920 об/хв, це спричиняє вібрації, та високий рівень шуму. Нормовані параметри шуму визначаються ДСНЗ.3.6.037-99.

Технологічні заходи: Використання звукопоглинальних та звукоізоляційних екранів дозволить значно знизити рівень шуму. Для зменшення віброактивності можна використовувати підкладки з матеріалу з демпфувальними властивостями.

Організаційні: Використання шумопоглинальних навушників дозволяє працювати в умовах підвищеного рівня шуму. Тривалість роботи з вібруючим

обладнанням не повинна перевищувати 2/3 робочої зміни та щоб виключити безперервну дію вібрації рекомендується робити перерви на 20хв кожні 1...2 год.

- В даній роботі використовуються дрібнозернисті порошки Al, Co, Fe, Ni, Ti, Cr в невеликих кількостях, що не перевищують гранично допустимих концентрацій цих речовин у повітрі ($0,1 \text{ мг/м}^3$). Найбільше накопичення пилу відбувається на стінках планетарного млина, де проводиться розмел.

Організаційні заходи: для запобігання потрапляння пилу в органи дихання рекомендовано використовувати протипилові респіратори. Всі шкідливі речовини, які створюють пил, повинні зберігатися в посуді, що щільно закривається. Особи, що піддаються впливу пилу, повинні забезпечуватися спецодягом та засобами індивідуального захисту.

В досліджуваному приміщенні проводилась операція змішування компонентів порошку, кількість цієї речовини у повітрі не перевищує гранично допустимих концентрацій ($0,1 \text{ мг/м}^3$) передбачених ГОСТом 12.1.005-88.

- Недостатня освітленість. Робота проводилась в спеціалізованій лабораторії, та освітленість відповідала нормам, кількість світла, що потрапляє з вулиці та з ламп освітлення є цілком достатньою та відповідає вимогам освітленості робочого місця.
- Механічна небезпека виникає під час роботи з кутовою шліфмашиною. Виникає даний тип небезпеки в наслідок високих швидкостей обертання шліфувального круга 11000 об/хв, також присутня запиленість повітря робочої зони та підвищений рівень шуму під час обробки поверхні для напилення.

Технологічні заходи: шліфмашина має функцію захисту від випадкового ввімкнення, а також запобігає автоматичному включенню інструменту після переривання подачі струму. Використання захисного кожуха для захисту від часток, що відлітають в процесі шліфування.

Організаційні заходи: для запобігання потрапляння пилу в дихальні шляхи та очі рекомендовано використовувати протипилові респіратори та захисні окуляри. Для зменшення рівня шуму рекомендовано використовувати навушники.

4.4 Аналіз забрудненості повітря робочої зони

При роботі з ацетоном присутня його токсична дія на організм людини, та подразнююча (шкірний покрив, слизові оболонки очей та органів дихання), також можливе ураження від самозаймання ацетону та його парів в суміші з повітрям. Гранично допустима концентрація ацетону в повітрі робочої зони становить 200 мг/м^3 , клас небезпеки – 4.

Технологічні заходи: зберігання ацетону в спеціальній посуді для уникнення самозаймання речовини в наслідок її випаровування або підвищеної температури повітря. Забезпечення вентиляції приміщення для зменшення концентрації речовини в повітрі, що забезпечить захист від самозаймання та зменшить вплив парів на органи дихання.

Організаційні заходи: щоб уникнути подразнення шкіри рекомендовано використовувати гумові рукавички. Для захисту слизової оболонки очей використовують захисні герметичні окуляри. Для захисту органів дихання рекомендовано використовувати респіратор.

В досліджуваному приміщенні проводилась операція знежирення поверхні підкладки ацетоном, кількість цієї речовини у повітрі не перевищує гранично допустимих концентрацій (200 мг/м^3) передбачених ГОСТ 12.1.005-88.

4.5 Електробезпека

4.5.1 Загальні вимоги до електробезпеки

Електротехнічні вироби з точки зору безпеки повинні відповідати вимогам ПУЕ-2017 [55].

Електрообладнання, яке використовується в даному приміщенні, живиться напругою від мережі 220 В та 380 В, тому існує потенційна небезпека ураження електричним струмом. Можливими випадками ураження електричним струмом є: дотик до струмоведучих частин під напругою; дотик до неструмоведучих частин, які опинились під напругою.

Лабораторія відноситься до приміщень з підвищеною небезпекою, оскільки має місце наявність струмопровідного пилю та можливість одночасного доторкання людини до металоконструкцій будівлі, що мають контакт з землею, і до металевого корпусу обладнання [56].

Для запобігання ураження електричним струмом передбачені: електрична ізоляція струмоведучих частин; розташування струмоведучих частин на недосяжній висоті або в недосяжному місці; блокування; захисне заземлення корпусів електроустаткування і електроприладів згідно тощо .

4.5.2 Вимоги до експлуатації електричного обладнання

В розділі необхідно надати характеристику лабораторного приміщення в якому є мережа зі струмом напругою 220 В, який використовуються в печах для спікання, мікроскопах тощо.

Щоб під час роботи запобігти ураженню електричним струмом потрібно:

- здійснити перевірку електросистеми перед експлуатацією устаткування, задля виявлення пошкоджень;
- перед використанням уважно прочитати інструкцію з обладнання;
- дотримуватись лабораторних вимог;
- не використовувати обладнання з порушенням правил.

4.6 Вимоги до безпеки в надзвичайних ситуаціях

До видів небезпеки, які можуть статися на виробництві, належать: пожежа; вибух (усередині обладнання, будівлях або в навколишньому середовищі); розрив або руйнування обладнання; викид шкідливих речовин; сполучення перелічених видів небезпеки [57], [58]. З метою запобігання виникненню та ліквідації надзвичайних (аварійних) ситуацій на підприємстві має бути план локалізації та ліквідації аварійних ситуацій і аварій у відповідності до положення [57].

4.6.1 Пожежна безпека

Основною причиною пожежі в лабораторії може слугувати: коротке замикання, незаконне використання електрообладнання, використання відкритого вогню та пилу тощо. Щоб уникнути пожеж, необхідно забезпечити місцеву вентиляцію обладнання, а пірофорний матеріал зберігати в герметичній металевій ємкості.

Для зменшення ризику виникнення пожежі необхідно забезпечити потужну місцеву вентиляцію та виключити можливість запылення чи загазованості повітря вибухонебезпечними речовинами.

Оскільки усі установки в лабораторії живляться електричним струмом, то для їх гасіння використовуються вогнегасники типу ОУ–2. Для виявлення пожеж у лабораторії застосовується автоматична пожежна сигналізація. У приміщенні лабораторії застосовуються пожежні сигналізатори ИП-105 [56].

4.6.2 Вимоги до безпеки в аварійних ситуаціях

У випадку пробою електричної напруги на корпус електродугового агрегату необхідно вимкнути рубильник і довести до відома про це майстра або начальника дільниці.

У випадку потрапляння кого-небудь під дію напруги, необхідно від'єднати обладнання від мережі, покласти потерпілого на дерев'яний настил, підклавши під голову ватник, викликати лікаря за телефоном 103 і, якщо це необхідно, надати потерпілому першу медичну допомогу.

У випадку загорання електродугового агрегату необхідно вимкнути рубильник і приступити до гасіння пожежі за допомогою вогнегасника.

Кожен робітник і службовець, що виявив пожежу або загорання, зобов'язаний:

- негайно сповістити про це в службу пожежної безпеки за телефоном 101;
- приступити до гасіння вогню наявними в цеху (на дільниці) засобами пожежогасіння (вогнегасник, пісок, пожежний кран тощо);

– викликати до місця пожежі посадових осіб (начальника цеху, дільниці).

У випадку одержання травми необхідно довести до відома про це майстра, начальника дільниці та звернутися в медпункт.

4.7 Висновки до розділу охорони праці

В даному розділі проведено аналіз небезпечних та шкідливих чинників при технологічних процесах дозування, легування порошків за допомогою планетарного млина, а також розроблено та запропоновано засоби індивідуального захисту від них, а саме використання респіраторів для захисту дихальних шляхів, захисних окулярів для захисту слизової оболонки очей, гумових рукавичок для захисту шкіри рук, шумопоглинальних навушників. Також розроблено технологічні заходи: використання підкладок з демпфувальними властивостями для зменшення вібрацій при роботі з планетарним млином; забезпечення вентиляції приміщення.

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 правил техніки безпеки нічого не загрожує життю та здоров'ю працівників.

5 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ

5.1 Науково-технічна ефективність НДР

Традиційні сплави поступово втрачають свою актуальність, збільшується потреба в створенні нових матеріалів. Перспективним напрямком досліджень стали багатокomпонентні сплави, леговані великою кількістю елементів. Завдяки своїм властивостям такі як висока стійкість до зношення, термічну стабільність, низький ступінь окислення, корозійна стійкість, високу твердість, ці сплави знайшли своє використання як конструкційні матеріали, перспективні в галузі електроніки, електротехніки, космічної техніки. Але на даний момент високоентропійні сплави недостатньо вивчені і потребують більшої уваги вчених та науковців.

5.2 Розрахунок витрат на проведення НДР

5.2.1 Витрати на оплату праці

Розрахунок трудомісткості виконання НДР наведено в таблиці 5.1.

Таблиця 5.1 – Трудомісткість виконання НДР

Макроетапи НДР	Трудомісткість за виконавцями, люд.-дні		
	Професор	Інженер-дослідник	Інженер 2 кат.
1. Уточнення та конкретизація завдань по темі дослідження	2	—	—
2. Аналіз науково-технічних публікацій по темі дослідження	—	10	—
3. Обґрунтування мети та напрямів дослідження	3	—	4
4. Розробка методики проведення дослідження	3	10	5
5. Проведення дослідження	—	20	30
6. Обговорення результатів НДР	8	20	—
Усього	16	60	38

Вартість праці цього експерименту (табл. 5.2) – це основна зарплата учасників (без урахування бонусів та інших витрат на прибуток).

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
Професор	16	16143,61	768,74	12299,84
Інженер 2 кат.	38	6894	328,28	12474,64
Інженер-дослідник	60	6476	308,38	18502,8
Разом оплата праці з теми				43277,28

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.5.2).

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

де ЗП – загальні витрати на оплату праці по темі.

Наразі ЄСВ буде становити:

$$\text{ЄСВ} = 43277,28 \cdot 0,22 = 9521 \text{ грн.}$$

5.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень

В даній статті враховують вартість усіх видів матеріалів, необхідних для проведення НДР, з вирахуванням вартості зворотних відходів. Розрахунки зводять за формою у таблиці 5.3.

Таблиця 5.3 – Розрахунки витрат на матеріали

Найменування матеріалу	Стандарт, технічні умови	Одиниця виміру	Кількість	Ринкова ціна з одиницю, грн	Сума, грн
Стальна пластина 3мм СТЗ	ГОСТ 380-2005	м ²	0,0006	336,96	0,2
Al порошок	ГОСТ 6058-73	кг	0,002	180,00	0,36
Ni порошок	ГОСТ 9722-97	кг	0,007	650,00	4,55
Co порошок	ГОСТ 9721-79	кг	0,007	145,00	1,02
Fe порошок	ГОСТ 9849-86	кг	0,007	60,00	0,42
Cr порошок	ГОСТ 14-1-1474-75	кг	0,006	700,00	4,2
Ti порошок	ТУ 14-22-57-92	кг	0,006	600,00	3,6
Ацетон технічний	ГОСТ 2768-84	кг	0,1	23,00	2,3
Бензин А92	ГОСТ 32513—2013	л	0,1	20,83	2,08
Загальні витрати на матеріали					18,73

Матеріал, необхідний для цього дослідження, невеликий і не потребує транспортування. Тому транспортних витрат для матеріалів немає.

5.2.4 Енергоносії для проведення досліджень

Всі роботи проводились безпосередньо в кафедрі високотемпературних матеріалів та порошкової металургії, тому витрати на енергоносії не передбачені.

5.2.5 Витрати на спеціальне обладнання

В роботі використовується вже існуюче обладнання: Рентгенівський дифрактометр (UltimaIV); скануючий електронний мікроскоп з енергодисперсійним мікроаналізатором РЕМ 106И; MHV-1000 цифровий тестер твердості по Вікерсу; млин для змішування; абразивний круг; ювелірні електронні ваги; установка для напилювання; сушильна шафа. Все обладнання належить кафедрі порошкової металургії кафедри високотемпературних матеріалів та порошкової металургії, тому витрати на аренду обладнання не передбачені.

5.2.6 Вартість послуг сторонніх організацій

Дана робота не потребувала оренди дослідницьких установок, адже всі вони були наявні. Зразки виготовлялись безпосередньо в лабораторіях кафедри високотемпературних матеріалів та порошкової металургії, тому витрати на послуги сторонніх організацій не передбачені.

5.2.7 Витрати на службові відрядження

Всі роботи проводились безпосередньо в лабораторіях кафедри високотемпературних матеріалів та порошкової металургії, 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.

$$I_B = (ЗП + ЄСВ + B_M) \cdot 0,1, \quad (5.2)$$

Наразі I_B буде становити:

$$I_B = (43277,28 + 9521 + 18,73) \cdot 0,1 = 5281,7 \text{ грн}$$

5.2.9 Накладні витрати

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

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

$$H_B = (ЗП + ЄСВ + B_M + I_B) \cdot 0,2, \quad (5.3)$$

Наразі H_B буде становити:

$$H_B = (43277,28 + 9521 + 18,73 + 5281,7) \cdot 0,2 = 11619 \text{ грн.}$$

5.2.10 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми

Усі витрати, понесені на виконання роботи (табл. 5.4):

Таблиця 5.4 – Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

Найменування статей витрат	Сума, грн	Обґрунтування
1.Витрати на оплату праці	43277,28	Відповідно до розрахунків
2.Єдиний соціальний внесок	9521	22,0 % від загальних витрат на оплату праці
3.Матеріали для проведення досліджень	18,73	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	5281,7	10 % від суми прямих розрахованих витрат по темі
9.Накладні витрати	11619,74	Відповідно до нормативів організації-виконавця теми (у нашому випадку 20 % від суми прямих витрат)
10.Усього витрат по темі	65718,45	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:

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

Коефіцієнт K_1 може приймати наступні значення:

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

Коефіцієнт K_2 може приймати такі значення:

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

Коефіцієнт K_3 може приймати такі значення:

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

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

Коефіцієнт K_4 може приймати такі значення:

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

Загальна бальна оцінка (Б) вираховується перемноженням коефіцієнтів.

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

В нашому випадку бальна оцінка ефективності згідно табл. 5.4 становить:

$$Б = 5 \cdot 8 \cdot 3 \cdot 5 = 600$$

Таблиця 5.5 – Бальна оцінка ефективності НДР

Показник оцінки ефективності НДР	Умовне позначення показника	Характеристики даної роботи	Кількість балів
1.Важливість розробки	K_1	робота являє собою частину відомчої програми	5
2. Можливість використання результатів розробки	K_2	результатами розробки можуть користуватися в масштабах однієї галузі	8
3.Теоретична значимість та рівень новизни розробки	K_3	під час виконання роботи отримана нова інформація, яка доповнює уявлення про сутність досліджуваних процесів	3
4.Складність дослідження	K_4	роботу виконує один підрозділ, витрати від 50 000 до 100 000 гривень	5

Умовний ефект НДР розраховується за формулою:

$$E_{\text{НДР}}^y = 500 \cdot Б - E_n \cdot B_{\text{НДР}}, \quad (5.4)$$

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. 5.4);

У нашому прикладі умовний ефект виконання НДР буде становити:

$$E_{\text{НДР}} = 500 \cdot 360 - 0,2 \cdot 65718,45 = 286856,31 \text{ грн.}$$

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

$$E_e = \frac{E_{\text{НДР}}}{B_{\text{НДР}}}. \quad (5.5)$$

У нашому прикладі E_e буде становити:

$$E_e = \frac{286856,31}{65718,45} = 4,36$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності науково-дослідної роботи становить 3,58 (перевищує одиницю), що свідчить про доцільність її виконання.

ВИСНОВКИ

1. Проведений аналіз літературних джерел показав, що перспективні властивості високоентропійних сплавів (високі твердість та міцність при достатній пластичності, термостабільність, зносостійкість, стійкість до корозії та окиснення тощо) роблять їх потенційно придатними для застосування практично в будь-якій галузі промисловості.

2. Обрано та обґрунтовано склад ВЕС, а саме AlNiCoFeCrTi , метод отримання порошкового сплаву та покриттів з нього, а саме механічне легування (МЛ) та холодне газодинамічне напилення (ХГН), відповідно.

3. Встановлено, що вихідний порошковий AlNiCoFeCrTi сплав складається з пересиченого ОЦК-твердого розчину заміщення, що знаходиться в наноструктурному стані, та включень карбіду вольфраму, як результату намелу в процесі МЛ. Середній розмір частинок вихідного порошку становить 16 мкм, а мікротвердість $HV=10,15 \pm 0,74$ ГПа.

4. Методом ХГН при тиску 0,7 МПа та температурах 300 °С, 400 °С та 500 °С потоку стисненого повітря нанесено покриття з порошку AlNiCoFeCrTi ВЕС та досліджено вплив температури на формування покриттів. Встановлено, що при температурі напилення 300 °С консолідації частинок порошку зі сталевою підкладкою та між собою не відбувалося через брак швидкості газо-порошкової суміші. З підвищенням температури до 400 °С та 500 °С спостерігається формування покриттів та утворення більш міцного зчеплення між покриттям і підкладкою, але покриття мають розшарування та значну пористість – 10 % і 17 %, відповідно, що свідчить про недостатність кінетичної енергії для формування міцного зчеплення між частинками, що мають високу твердість (10 ГПа).

5. Встановлено повне збереження фазового складу і структурного стану вихідного порошкового сплаву після напилення завдяки низькій температурі процесу ХГН. Покриття складаються з твердого розчину з ОЦК структурою та домішок карбіду вольфраму.

6. Встановлено зменшення мікротвердості покриттів порівняно з мікротвердістю вихідного порошку що пов'язане з пористістю та розшаруванням покриттів через недостатню швидкість газо-порошкової суміші.

7. Для формування щільних бездефектних покриттів з порошку AlNiCoFeCrTi сплаву, отриманого МЛ протягом 10 годин, необхідно підвищити тиск стисненого повітря вище 0,7 МПа для збільшення кінетичної енергії удару частинок.

8. Було встановлено небезпечні чинники впливу на працівника та розроблено заходи, що забезпечують здорові умови праці та засоби забезпечення безпеки в надзвичайній ситуації.

9. Було проведено економічно – організаційну роботу, за результатами якої розраховано витрати на проведення НДР та науково-технічну ефективність роботи.

CONCLUSIONS

1. The analysis of literature sources showed that the promising properties of high-entropy alloys (high hardness and strength with sufficient ductility, thermal stability, wear resistance, resistance to corrosion and oxidation, etc.) make them potentially suitable for use in almost any industry
2. The composition of HEAs, namely AlNiCoFeCrTi, the method of obtaining powder alloy and coatings from it, namely mechanical alloying and cold gas-dynamic spraying, respectively, was chosen and substantiated.
3. It was found that the initial powder AlNiCoFeCrTi alloy consists of a supersaturated BCC-solid substitution solution in the nanostructured state and tungsten carbide inclusions as a result of grinding in the ML process. The average particle size of the original powder is 16 μm , and the microhardness $\text{HV} = 10.15 \pm 0.74 \text{ GPa}$.
4. The method of cold gas-dynamic spraying at a pressure of 0.7 MPa and temperatures of 300 °C, 400 °C and 500 °C of compressed air flow was applied to AlNiCoFeCrTi WPP powder and the effect of temperature on the formation of coatings was studied. It was found that at a deposition temperature of 300 °C, the consolidation of powder particles with a steel substrate and with each other did not occur due to lack of velocity of the gas-powder mixture. With increasing temperature to 400 °C and 500 °C, the formation of coatings and the formation of a stronger adhesion between the coating and the substrate, but the coatings have delamination and significant porosity - 10% and 17%, respectively, indicating a lack of kinetic energy to form a strong adhesion between particles having a high hardness (10 GPa).
5. The complete preservation of the phase composition and structural state of the initial powder alloy after spraying due to the low temperature of the HGN process has been established. The coatings consist of a solid solution with a BCC structure and tungsten carbide impurities.
6. A decrease in the microhardness of the coatings compared to the microhardness of the starting powder was found due to the porosity and delamination of the coatings due to the insufficient speed of the gas-powder mixture.

7. To form dense defect-free coatings of AlNiCoFeCrTi alloy powder obtained by MA for 10 hours, it is necessary to increase the compressed air pressure above 0.7 MPa to increase the kinetic impact energy of the particles.
8. Hazardous factors in the workplace and ruin have been identified to do healthy work and protect safety.
9. Economic and organizational work was carried out, based on the results of which the costs of research and scientific and technical efficiency were calculated.

ПЕРЕЛІК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S. High-Entropy Alloys [Text] // Butterworth – Heinemann (Elsevier). – 2014. – 218 p.
2. High – Entropy Alloys. Fundamentals and Applications [Text] / Michael C. Gao, Jin – Wei Yeh, Peter K. Liaw, Youg Zhang. – Switzerland : Springer. – 2016. – 524 p.
3. Youg Zhang. High-Entropy Materials: A Brief Introduction [Text] / Yong Zhang . – Singapore : Springer. – 2019. – 159 p.
4. Zhang Y. Solid solution formation criteria for high entropy alloys [Text] / Y. Zhang, Y. J. Zhou // Materials Science Forum, 2007. – Vol. 561–565. – P. 1337–1339.
5. Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTi with excellent room-temperature mechanical properties[Text] / Zhou YJ, Zhang Y, Wang YL, Chen GL. – Appl Phys Lett. – 2007. – № 90(18). – 1904.
6. Formation rules of single phase solid solution in high entropy alloys [Text] / L. Jiang, Y. P. Lu, H. Jiang, T. Wang // Materials Science and Technology. – 2016. – Vol. 32. – P. 1–5.
7. Change in the primary solidification phase from fcc to bcc-based B2 in high entropy or complex concentrated alloys [Text] / D. Choudhuri, B. Gwalani, S. Gorsse and [et al.] // Scripta Materialia. – 2017. – Vol. 127. – P. 186–190.
8. On the elemental effect of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy system [Text] / C. Tung, J. W. Yeh, T. Shun and [et al.] // London : Elsevier. – 2007. – Vol. 61. – P. 1–5.
9. Effects of Mn, Ti and V on the microstructure and properties of AlCrFeCoNiCu high entropy alloy [Text] / B. S Li, Y. P. Wang, M. X. Ren and [et al.] // Materials Science and Engineering A. – 2008. – Vol. 498. – P. 482–486.
10. Tsai M. H. High-Entropy Alloys: A Critical Review [Text] / M. H. Tsai, J. W. Yeh // Materials Research Letters. – 2014. – Vol. 2. – P. 107–123.
11. Solid solution phase formation rules for multi-component alloys [Text] / Y. Zhang, Y. Zhou, J. Lin and [et al.] // Advanced Engineering Materials. – 2008. – Vol.10, №6. – P.534–538.
12. Guo S. Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase [Text] / S. Guo, C. Liu. // Progress in Natural Science: Materials International. – 2011. – Vol.21, №6. – P. 433–446

13. High-entropy alloy: challenges and prospects [Text] / Y. Ye, Q. Wang, J. Lu and [et al.] // *Materials Today*. – 2016. – Vol. 19. – P. 349–362.
14. Brent Fultz. Vibrational thermodynamics of materials [Text] / Brent Fultz // *Progress in Materials Science*. – 2010. – Vol. 55 (4). – 247 – 352 p.
15. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes [Text] / J.-W. Yeh, S.-K. Chen S.-J. Lin. [etc]. – 2004. – Vol 6 (5). – 299 – 303 p.
16. Novel microstructure and properties of multicomponent CoCrCuFeNiTi_x alloys [Text] / X.F.Wang, Y.Zhang, Y.Qiao, G.L.Chen. – *Intermetallics*, 2007. – Vol.15(3). – 357 – 362 p.
17. Effect of rare earth Y addition on the microstructure and mechanical properties of high entropy AlCoCrCuNiTi alloys [Text] / Z.Hu, Y.Zhan, G.Zhang, J.She – *Materials & Design*. – 2010. – Vol 31(3). – 1599 – 1602 p.
18. Y.Zhang, X.Yang, P.K.Liaw. Alloy Design and Properties Optimization of High-Entropy Alloys [Text] // *JOM*. – 2012. – Vol.64. – 830 – 838 p.
19. Vaidya M., Muralikrishna G., Murty B. High-entropy alloys by mechanical alloying: A review [Text] // *Journal of Materials Research*. – 2019. – Vol. 34. – P. 664–686
20. Effects of electro-negativity on the stability of topologically closepacked phase in high entropy alloys [Text] / Y. Dong, Y. Lu, L. Jiang and [et al.] // *Intermetallics*. – 2014. – №52. – P. 105–109.
21. Poletti M. Electronic and thermodynamic criteria for the occurrence of high entropy alloys in metallic systems [Text] / M. Poletti, L. Battezzati. // *Acta Materialia*. – 2014. – №75. – P. 297–306
22. S. Praveen, B. S. Murty, R. S. Kottada. Alloying behavior in multi-component AlCoCrCuFe and NiCoCrCuFe high entropy alloys [Text] // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – V.534. – P. 83–89.
23. Shun T., Chang L., Shiu M. Microstructure and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiMox alloys [Text] // *Materials Characterization*. – 2012. – V.70. – C. 63–67.
24. Фирстов С. Механические свойства литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах [Текст]/ Фирстов С., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А // *Институт проблем материаловедения НАН Украины*. – 2008. – Вып. 17. – 126–139 с.

25. Блінков И.В. Фазовый состав и свойства износостойких Ti-Al-Cr-Zr-Nb-N покрытий, полученных методом физического осаждения из газовой фазы [Текст] / Блінков И.В., Волхонский А.О., Аникин В.Н. // Физика и химия обработки материалов. – 2010. – №4. – 37–43 с.
26. Мелихов С.Г. Методы нанесения упрочняющих покрытий [Текст] / С. Г. Мелихов. – М.: Панорама. – 2004. – 28 с.
27. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling [Text] / C. Suryanarayana // Progress in Materials Science. – 2001. – №46. – 1–184 p.
28. Vaidya M., Muralikrishna G., Murty B. High-entropy alloys by mechanical alloying: A review [Text] // Journal of Materials Research. – 2019. – Vol. 34. – P. 664–686
29. Юркова О. І., Чернявський В. В., Романенко Ю. М. Структура та фазовий склад високоентропійного AlCuNiFeTi сплаву, отриманого методом механічного легування [Текст] // Металознавство та обробка металів. – 2014. – № 4. – С. 11–18.
30. Koch C. Mechanical milling/alloying of intermetallics [Text] / C. Koch, J. Whittenberger // Intermetallics. – 1996. – Vol. 4, №5. – P. 339–355.
31. The microstructure and strengthening mechanism of thermal spray coating $\text{Ni}_{0.6}\text{Co}_{0.6}\text{Fe}_{0.2}\text{Cr}_{0.2}\text{Si}_{0.2}\text{AlTi}_{0.2}$ high-entropy alloys [Text] / L.Wang, C. Chen, J. Yeh, S. Ke. // Materials Chemistry and Physics. – 2011. – Vol.126, №3. – P. 880–885.
32. Дубовий О. Технологія напилення покриттів [Текст] / О. Дубовий, А. Степанчук. – Миколаїв // НУК. – 2007. – 236 с.
33. Схема установки для лазерного наплавлення [Електронний ресурс], 2019. – Режим доступу: https://www.whiteclouds.com/images/3dpedia/Cladding_metal_working_equipment.png. – Назва з екрану. – Дата перегляду : 15.05.2020
34. Phase Evolution, Microstructure and Mechanical Property of AlCoCrFeNiTi High-Entropy Alloy Coatings Prepared by Mechanical Alloying and Laser Cladding [Text] / W. Yu, Y. Wang, R. Li, J. Mao. // Metals. – 2019. – Vol. 9. – P. 1036–1047.
35. Direct laser deposition cladding of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high entropy alloys on a high-temperature stainless steel [Text] / Q. Chao, T. Guo, T. Jarvis and [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2017. – Vol. 332. – P. 440–451.

36. On the study of thermal-sprayed Ni_{0.2}Co_{0.6}Fe_{0.2}CrSi_{0.2}AlTi_{0.2} HEA overlay coating [Text] / W. L. Hsu, H. Murakami, J. W. Yeh and [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2017. – Vol. 316. – P. 71–74.
37. Gill B. J. Plasma spray coating processes [Text] / B. J. Gill, R. C. Tucker // Materials Science and Technology. – 1986. – Vol. 2. – P. 207–213.
38. A Perspective on Plasma Spray Technology [Text] / A. Vardelle, C. Moreau, N. J. Themelis, C. Chazelas // Plasma Chemistry and Plasma Processing. – 2015. – Vol. 35. – P. 491–509.
39. Холодное газодинамическое напыление [Текст] / Алхимов А. П., Клинков С. В., Косарев В. Ф., Фомин В.М. // Теория и практика. – М.: Физматлит. – 2010. – 536 с.
40. Пат. 2183695 РФ, МПК7 C23 C24/04. Способ получения покрытий / Каширин А. И., Ключев О. Ф., Шкодкин А. В. – №17; заявл. 25.08.2000; опубл. 20.06.02.
41. . Pat. 5,302,414 US, B05D 1/12. Gas-dynamic spraying method for applying a coating [Electronic resource] / A. P. Alkhimov, A. N. Papyrin, V. F. Kosarev and [et. al.] ; Anatoly Nikiforovich Papyrin. № 781,233 ; filed: 19.05.90 ; public.: 12.04.94. – Mode of access: <https://patents.google.com/patent/US5302414A/en>. – Title from screen. – Date of the review: 15.05.20.
42. Cold Spray Technology [Text] / A. Papyrin, V. Kosarev, S. Klinkov and [et al.]. – London : Elsevier, 2006. – 336 p.
43. Champagne V.K. The cold spray materials deposition process: fundamentals and applications [Text] / V.K. Champagne. – CRC Press. – Cambridge: Woodhead. – 2007. – P. 362
44. First report on cold-sprayed AlCoCrFeNi high-entropy alloy and its isothermal oxidation [Text] / A. Anupam, S. Kumar, N. M. Chavan and [et al.] // Journal of Materials Research. – 2019. – Vol. 34. – P. 796–806.
45. Thermalstability and performance of NbSiTaTiZr high-entropy alloy barrier for copper metallization [Text] / Tsai M. H., Wang C. W., Tsai C. W., [et al.] // J. Electrochem. Soc., 2011. – Vol.158. – 1161-1165 p.
46. Chikumba S. High Entropy Alloys: Development and Applications [Text] / S. Chikumba, V. V. Rao // 7th International Conference on Latest Trends in Engineering & Technology : 26 – 27 November 2015., - Irene, Pretoria, 2015. – P. 13–17.

47. Microstructures and properties of high-entropy alloys [Text] / Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang and [et al.]. // Progress in Materials Science. – 2014. – Vol. 61. – С. 1–93.

48. A geometrical parameter for the formation of disordered solid solutions in multi-component alloys [Electronic resources] / A. K.Singh, K. Kumar, A. Dwivedi, A. Subramaniam. // Intermetallics. – 2014. – № 53. – P. 112–119. – Mode of access : <http://home.iitk.ac.in/~anandh/papers/IM2014.pdf>. – Title form the screen. – Date of the review : 07.05.2020

49. Guo S. Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase [Text] / S. Guo, C. Liu. // Progress in Natural Science: Materials International. – 2011. – Vol.21, №6. – P. 433–446

50. Ren M. Formation condition of solid solution type high-entropy alloy [Electronic resources] / M. Ren, B. S. Li, H. Z. Fu. // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2013. – №4. – P. 991–995. – Mode of access : http://www.ysxbcn.com/down/2013/04_en/15-p0991.pdf. – Title form the screen. – Date of the review : 07.05.2020

51. ГОСТ 23402 – 78. Порошки металлические. Микроскопический метод определения размеров частиц [Текст]: нормативно-технический материал. – Москва. – 1986. – 16 с.

52. Салтыков С. А. Сереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – Москва: Металлургия. – 1976. – 273 с.

53. Теоретичні основи і методи визначення механічних властивостей матеріалів та покриттів при індентуванні на мікро- та макрорівнях [Текст] / О. В. Бякова, О. І. Юркова, Ю. В. Мільман, О. В Білоцький – К. : Гаран-Сервіс. – 2010. – 144 с.

54. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия [Текст] / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, А. И. Иванов, Л. Н. Расторгуев. – М. : Металлургия, 1982. – 632 с.

55. НПАОП 0.00-6.18-04. Порядок проведення огляду, випробування та експертного обстеження (технічного діагностування) машин, механізмів, устаткування підвищеної небезпеки.

56. НАПБ Б.01.008-2018. Правила експлуатації та типові норми належності вогнегасників.

57. ДСН 3.3.6.096-2002. Державні санітарні норми та правила при роботі з джерелами електромагнітних полів.

58. ДСТУ 7234:2011. Дизайн і ергономіка. Обладнання виробниче. Загальні вимоги дизайну та ергономіки.