НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»
Навчально-науковий інститут
матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона
Кафедра високотемпературних матеріалів та порошкової металургії

«На правах рукопису»
УДК _____

«До захисту допущено
Завідувач кафедри
_____Юрій БОГОМОЛ
«____» _____2024 р

Магістерська дисертація
за освітньо-професійною програмою
Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів
зі спеціальності 132 Матеріалознавство
на тему: «Вплив бору на структуру та механічні властивості AlCrTiNbV високоентропійного сплаву»

Виконав: магістрант 2 курсу, групи НН-31мп
Дмитришин Данило Ростиславович
Науковий керівник:
Професор, д.т.н. проф. Юркова Олександра Іванівна _____
Консультант з економічно-організаційного розділу:
Доцент, к. е. н., доцент, Нараєвський С. В. _____
Консультант з охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях:
Заф. каф., д.т.н., професор Левченко О. Г. _____
Нормоконтроль:
Доцент, к. т. н., доцент, Троснікова І.Ю. _____
Рецензент:
Зав. каф. ФМТО д.ф.-м.н., проф. Карпець М.В. _____

Засвідчую, що у цій магістерській дисертації немає запозичень з праць інших авторів без відповідних посилань
Магістрант _____

Київ – 2024 року

Національний технічний університет України

“Київський політехнічний інститут” імені Ігоря Сікорського

НН інститут	Матеріалознавства та зварювання ім. Є. О. Патона
Кафедра	Високотемпературних матеріалів та порошкової металургії
Рівень вищої освіти	другий (магістерський)
Спеціальність	132 МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО
Освітньо-професійна програма	Нанотехнології та комп’ютерний дизайн матеріалів

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ Юрій БОГОМОЛ

«___»_____2024 р.

ЗАВДАННЯ

на магістерську дисертацію магістранту

Дмитришину Данилу Ростиславовичу

1. Тема роботи «Вплив бору на структуру та механічні властивості AlCrTiNbV високоентропійного сплаву», керівник роботи Юркова Олександра Іванівна доктор технічних наук, професор, затверджені наказом по університету від «08» 11 2024р. №5021-с.

2. Термін подання студентом роботи 19.12.2024 року.

3. Вихідні дані до роботи: високоентропійні сплави, що є відносно новою категорією металевих матеріалів у сучасній промисловості, все більше займають ключові позиції в різних галузях завдяки своїм унікальним властивостям; це свідчить про їхній великий потенціал і важливість у сучасному світі; високоентропійні сплави (ВЕС) відзначаються винятковими механічними властивостями, такими як висока міцність, твердість, зносостійкість та термостійкість, що робить їх незамінними у багатьох сферах застосування; у виробничій сфері ВЕС знаходять застосування для виготовлення різальних інструментів, що потребують високої зносостійкості

та довговічності;такі інструменти повинні витримувати екстремальні умови роботи, і високоентропійні сплави є ідеальним матеріалом для цього завдання; в інших галузях промисловості ВЕС використовуються для виготовлення важливих компонентів, таких як елементи авіаційних і космічних двигунів; ці матеріали вимагають виняткової міцності, зносостійкості та термостійкості, які можуть забезпечити високоентропійні сплави; отже, оптимізація процесу виготовлення виробів із високоентропійних сплавів є актуальною проблемою; це може включати вдосконалення виробничих процесів, поліпшення властивостей матеріалу або впровадження нових технологій.

4. Зміст роботи: інформаційно-патентний пошук, та написання літературного огляду; обґрунтування та вибір хімічного складу порошку високоентропійного сплаву, з метою покращення механічних властивостей; отримання ВЕС Al-Cr-Ti-Nb-V методом механічного легування; дослідження фазового складу, мікроструктури та мікротвердості зразків після електронно-променевого спікання сумішей ВЕС-B_x; проведення обговорень по отриманим результатам; формулювання та написання висновків на основі результатів дослідження.

5. Перелік ілюстративного матеріалу (із зазначенням плакатів, презентацій тощо): тема роботи (1 слайд); актуальність теми; високоентропійні сплави (2 слайд); мета, об'єкт, завдання (3 слайд); матеріали та методики проведення експерименту (4, 5 слайд); дифрактограми етапів формування порошкового AlCrTiNbV ВЕС (6 слайд); аналіз розподілу частинок порошкового високоентропійного сплаву AlCrTiNbV (7 слайд); дифрактограми етапів формування спеченого $AlCrTiNbVB_x$ ВЕС (8 слайд); механічні властивості спеченого $AlCrTiNbVB_x$ ВЕС (9 слайд); порівняння механічних властивостей спеченого $AlCrTiNbVB_x$ ВЕС (10 слайд); висновки (11, 12 слайд).

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Організаційно-економічний	Доцент, к. е. н., доцент Нараєвський С.В.	05.11.24	30.11.24
Охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях	Завідувач кафедри, д.т.н., професор Левченко О. Г.	04.11.24	03.12.24

7. Дата видачі завдання 12.11.24 .

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Строк виконання етапів магістерської дисертації	Примітка
1	Патентно-інформаційні дослідження за темою. Написання літературного огляду	11.09.2023	виконано
2	Вибір та обгрунтування хімічного складу ВЕС	15.10.2023	виконано
3	Підготовка вихідних порошків та їх сумішей: розрахунок наважок;	14.12.2023	виконано
4	Отримання вихідних порошкових сумішей методом механічного легування; дослідження їх фазового та хімічного складу, структури, розмірів частинок	22.07.2024	виконано
5	Отримання спечених зразків високоентропійних сплавів з сумішей порошків	19.09.2024	виконано
6	Дослідження щільності, фазового та хімічного складу, мікроструктури та механічних властивостей спечених зразків твердих сплавів	26.09.2024	виконано
7	Обробка отриманих експериментальних даних	09.10.2024	виконано
8	Аналіз та узагальнення отриманих результатів	12.10.2024	виконано
9	Розробка розділу охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях	11.11.2024	виконано
10	Оформлення енергетичного та організаційно-економічного розділів	12.11.2024	виконано
11	Розробка стартап-проєкту.	16.11.2024	виконано
12	Оформлення пояснювальної записки та графічного матеріалу	06.12.2024	виконано

Студент Данило ДМИТРИШИН

Науковий керівник дисертації Олександра ЮРКОВА

РЕФЕРАТ

Магістерська дисертація вміщує: стор. 142; рис. 42; табл. 38; 104 джерел

ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ СПЛАВИ, МЕХАНІЧНЕ ЛЕГУВАННЯ, МІКРОТВЕРДІСТЬ, ПОРОШКИ, СПІКАННЯ, СТРУКТУРА, ФАЗОВИЙ СКЛАД.

Мета роботи: вивчення впливу неметалевих елементів, зокрема B, на структуру, та властивості AlCrTiNbV високоентропійного сплаву для підвищення його механічних властивостей.

Методи дослідження та апаратура: отримання порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву проводили методом механічного легування суміші елементарних порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V в планетарному млині. За допомогою скануючого електронного мікроскопу РЕММА-106І та рентгенівського дифрактометра Ultima IV, Rigaku та методу індентування на приладі MHV-1000, встановлена структура, фазовий склад, комплекс механічних властивостей високоентропійних $AlCrTiNbVB_x$ сплавів після механічного легування та спікання з додаванням бору.

Отримані результати: встановлено, що після 20 год. механічного легування розмір частинок порошку AlCrTiNbV високоентропійного сплаву d50 = 7,1 мкм. З додаванням до ВЕС різної кількості бору (0,5 моля; 1 моль; 1,5 моля; 2 моля) та спікання його фазовий склад змінюється і в ньому формується твердий розчин з ОЦК структурою та боридні фази різного складу. Встановлено, що значення твердості для $AlCrTiNbVB_0$ є 7,89 ± 0,44 ГПа, а значення критерію в'язкості руйнування K_{1C} 9,1 ± 0,3 МПа·м$^{1/2}$. При додаванні 1,5 моль бора до AlCrTiNbV ВЕС твердість зростає до 20,79 ± 0,58 ГПа, а критерій в'язкості руйнування до 14,0 ± 0,4 МПа·м$^{1/2}$.

ABSTRACT

This paper includes: 142 pages; 42 figures; 38 tables; 104 references.

HIGH-ENTROPY ALLOYS, MECHANICAL ALLOYING, MICROHARDNESS, POWDERS, SINTERING, STRUCTURE, PHASE COMPOSITION.

Objective: To study the influence of non-metallic elements, specifically B, on the structure and properties of the AlCrTiNbV high-entropy alloy to enhance its mechanical properties.

Research methods and equipment: The AlCrTiNbV high-entropy alloy powder was produced by mechanical alloying a mixture of elemental powders of the Al-Cr-Ti-Nb-V system in a planetary mill. Using the REMMA-106I scanning electron microscope, the Ultima IV Rigaku X-ray diffractometer, and the indentation method on the MHV-1000 device, the structure, phase composition, and a set of mechanical properties of high-entropy AlCrTiNbVBx alloys were determined after mechanical alloying and sintering with boron addition.

The obtained results indicate that after 20 hours of mechanical alloying, the particle size of the AlCrTiNbV high-entropy alloy powder was d50 = 7.1 μm. With the addition of various amounts of boron (0.5 mol, 1 mol, 1.5 mol, 2 mol) and subsequent sintering, the phase composition changes, and a solid solution with a BCC structure and boride phases of various compositions are formed. It was established that the hardness value for $AlCrTiNbVB_0$ is 7,89 ± 0,44 GPa, and the fracture toughness K_{1C} is 9,1 ± 0,3 $MPa \cdot m^{1/2}$. With the addition of 1,5 mol of boron to the AlCrTiNbV alloy, the hardness value reaches 20,79 ± 0,58 GPa, and the fracture toughness is 14,0 ± 0,4 $MPa \cdot m^{1/2}$.

ЗМІСТ

ВСТУП

Сучасна наукова спільнота активно розширює горизонти в дослідженні високоентропійних сплавів та покриттів, прагнучі зрозуміти їхню складну хімічну природу та структурні особливості. Серед факторів, які зацікавлюють науковців, велику увагу заслуговує аналіз впливу неметалевих елементів, таких як B, Si, C, N, O, або елементів з невеликими атомними радіусами, на формування структури та механічні властивості цих матеріалів.

Розглядання цього аспекту не лише привертає зацікавленість науковців з точки зору фундаментальних досліджень, але також відкриває широкі перспективи для розвитку нових підходів у створенні матеріалів. Зокрема, це може стати переломним для концепцій та підходів, що визначають сучасні технології.

Дослідження впливу неметалевих компонентів із малими атомними радіусами відкриває можливості для створення матеріалів з покращеними та навіть унікальними властивостями. Розуміння механізмів взаємодії цих елементів із структурою матеріалу є важливим кроком у розвитку сучасних технологій та інноваційних застосувань у високотехнологічних секторах промисловості.

Отже, ці дослідження не тільки покликані розширити наше розуміння властивостей високоентропійних матеріалів, але й відкривають двері для нових перспективних напрямків в області матеріалознавства та інженерії.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Загальна характеристика багатокомпонентних високоентропійних сплавів

Високоентропійні сплави (ВЕС) – це сплави, що містять від п’яти або більше основних елементів, із концентрацією того чи іншого елемента в діапазоні від 5 ат. % до 35 ат. %, які можуть складатися з твердих розчинів з ОЦК, ГЦК або ГЩУ кристалічною структурою, в залежності від складу [1]. Використання високоентропійних сплавів може бути більш доцільним порівняно з традиційними, оскільки вони часто володіють високою стабільністю фаз завдяки підвищеної ентропії змішування. Крім того, ВЕС можуть забезпечити більшу гнучкість при проектуванні матеріалів, оскільки вони дозволяють комбінувати різні елементи в одному сплаві [2].

В порівнянні з традиційними матеріалами ВЕС мають вищі властивості: виняткову міцність, довговічність, пластичність, зносостійкість, корозійну стійкість та термічні характеристики, які мають кращий спектр застосувань [3].

На рисунку 1.1 представлені категорії ВЕС, в залежності від використання різних складових елементів.

Легкі високоентропійні сплави є підкласом високоентропійних сплавів, що містить Al, Li, Be, Ti, Mg та інші елементи, щільність яких нижче 6 г/см^3 [4].

Елементи V, Cr, Mo, Zr, Nb, Ta і W класифікуються як тугоплавки елементи, які входять до тугоплавких високоентропійних сплавів (ТВЕС), що робить їх придатними для використання при високих температурах у таких галузях, як оборонна промисловість, ядерна енергетика та аерокосмічна техніка [5].

Високоентропійні сплави, які поєднують в своєму складі щонайменше чотири елементи з представлених: Al, Fe, Co, Cr, Mn, Cu, Ni та V – мають назву ВЕС з 3D-перехідними елементами, пропонуючи підвищену стабільність при високих температурах [6].

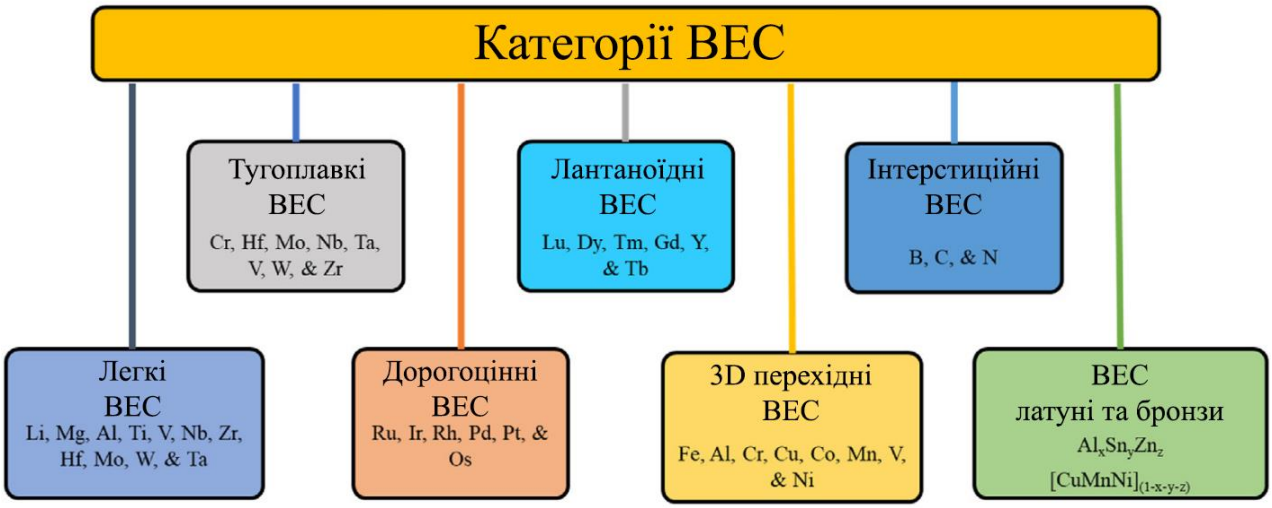


Рисунок 1.1 – Категорії ВЕС за використанням елементів [3]

Лантаноїдні високоентропійні сплави складаються з таких елементів, як Y, Lu, Tb, Tm, Dy і Gd [7]. До дорогоцінних ВЕС входять елементи, такі як Pt, Ru, Rh, Ir, Rh, Os і Pd, які високо цінуються за їхню роль як ідеальних каталізаторів у багатоступеневих реакціях [8].

Однофазний твердий розчин ВЕС демонструє виняткові властивості в порівнянні з традиційними сплавами. Легкі матеріали з кращою структурною цілісністю є актуальними для автомобільної, аерокосмічної та оборонної промисловості. Також високоентропійні сплави мають широке застосування в ядерних реакторах [9].

1.1.1 Основні особливості, ключові ефекти ВЕС

Термодинамічні особливості та кінетичні властивості й параметри високоентропійних сплавів.

Багатоелементний характер високоентропійних сплавів та їх похідних призводить до значних ефектів у порівнянні з традиційними сплавами на основі одного або двох металів, що забезпечує кращі кінетичні та термодинамічні властивості ВЕС у порівнянні з іншими металевими матеріалами. Термодинамічні та кінетичні параметри безпосередньо або

опосередковано взаємопов’язані та повинні бути проаналізовані для розуміння ВЕС. Чотири основні ефекти, такі як: ефект високої ентропії, ефект спотворення ґратки, ефект уповільненої дифузії, представлені як результат термодинамічних і кінетичних властивостей матеріалів на основі високоентропійного сплаву [10], [11].

Багатокомпонентний еквімолярниий, майже еквімолярний або нееквімолярний склад сплавів збільшує координаційну ентропію і стабілізує однофазну структуру при підвищених температурах. У ВЕС атоми різних розмірів випадковим чином займають місця в ґратці, що викликає значне її спотворення. Це спотворення уповільнює дифузію атомів, викликаючи кінетичний ефект, який називається уповільненою дифузією. Уповільнена дифузія може призвести до утворення аморфних фаз під час формування високоентропійного сплаву [12], [13].

Цікаво, що термодинамічні параметри, такі як ефект високої ентропії, можуть впливати на матрицю ВЕС та викликати інші основні ефекти, які можна відрізнити на основі кінетичних параметрів.

1.1.1.1 Ефект високої ентропії

Стабільність багатокомпонентних металічних матеріалів можна виразити за допомогою рівняння вільної енергії Гіббса: $\Delta G_{mix} = \Delta H_{mix} – T\Delta S_{mix}$, де G, H, T та S означають вільну енергію Гіббса, ентальпію, температуру та ентропію, відповідно. В рідкій фазі ентропія металів вища, ніж у твердій фазі, і різниця приблизно дорівнює газовій сталій R, відповідно до закону Річарда [14], [15]. Отже, утворення твердих розчинів високоентропійних сплавів відбувається, коли ентропія змішування еквімолярних сплавів значно перевищує ентальпію змішування, що призводить до підвищеної координації та випадкового розподілу атомів сплаву у вузлах ґратки, тим самим мінімізуючи впорядкованість атомів і сегрегацію [16], [17].

Зі збільшенням конфігураційної ентропії у високоентропійному сплаві зменшується вільна енергія Гіббса, що підвищує стабільність системи та сприяє утворенню твердих розчинів замість інтерметалічних сполук, покращуючи тим самим термодинамічну стабільність [17], [18]. Крім того, збільшення конфігураційної ентропії значно знижує енергетичний бар'єр змішування для складових елементів у ВЕС, що дозволяє налаштовувати та оптимізувати електронну і кристалічну структури для розробки матеріалів на основі ВЕС як потенційних електрокаталізаторів [19], [20].

1.1.1.2 Ефект спотворення ґратки

Цей ефект виникає в результаті утворення високоентропійного твердого розчину, що містить кілька основних елементів, які призводять до спотворення ґратки через випадкове й невпорядковане розташування цих елементів у межах однієї ґраткової матриці під час утворення системи. У комірці ґратки твердого розчину багатокомпонентного сплаву кожний вузол ґратки оточений іншими атомами, що відрізняються розмірами, формою, електронними характеристиками та координаційним середовищем. Це зазвичай призводить до невідповідності між атомами в ґратці, викликаючи спотворення структури ґратки [21], [22].

Ефект спотворення ґратки створює деформацію та напруження в кристалічній ґратці, що призводить до підвищення загальної вільної енергії і впливає на електричну та теплову провідність системи. Також, відомо що створені в кристалічній ґратці деформація та напруження ускладнюють рух дислокацій, що призводить до збільшення міцності та твердості матеріалу. Крім того, очевидна невідповідність у ґратці, що викликає її спотворення, вказує на те, що компоненти високоентропійного сплаву перебувають у термодинамічно нерівноважному стані, що може знижувати енергетичний бар'єр для адсорбції, активації та перетворення молекул у електрокаталітичних реакціях [20], [23].

1.1.1.3 Ефект уповільненої дифузії

Утворення ВЕС та їх похідних впливає на ефект уповільненої дифузії, що призводить до уповільнення фазових перетворень порівняно з традиційними сплавами. Це пояснюється характеристиками зв'язків між атомами складових елементів, де дифузія залежить від енергії вузлів ґратки для стрибків атомів [24], [25]. Швидкість дифузії варіюється залежно від положення елементів у періодичній системі, що впливає на здатність атомів до стрибків. Зазначимо, що більша швидкість дифузії підвищує можливість стрибків атомів і навпаки [24].

Унікальні кінетичні властивості уповільненої дифузії високоентропійних сплавів, зумовлені в основному високоентропійним ефектом, які забезпечують їх перевагу в електрохімічних властивостях порівняно з традиційними сплавами. Уповільнена дифузія в високоентропійних сплавах пояснюється тим, що великі коливання потенційної енергії ґратки призводять до утворення дефектів ґратки, що збільшує енергію активації [26].

1.1.1.4 Ефект коктейлю

Властивості високоентропійного сплаву включають в себе властивості всіх складових елементів, а не лише окремого елемента [12]. Цей комплексний вплив, обумовлений синергетичним ефектом, призводить до несподіваних властивостей, що можуть оптимізувати каталізаційну ефективність ВЕС, знижуючи енергетичні бар'єри реакцій і покращуючи кінетику реакцій. Цю властивість називають ефектом коктейлю, який був введений Ranganathan та ін. у 2003 році [27]. Цей ефект спостерігається завдяки багатофазному перетворенню складових елементів на атомному або мікроскопічному рівнях. Важливо відзначити, що ефект коктейлю включає сильні взаємодії між

елементами завдяки утворенню однофазних або багатофазних твердих розчинів з термодинамічно прийнятно низькою вільною енергією Гіббса.

Ефект коктейлю в високоентропійних сплавах має значний вплив на електрохімічні процеси, особливо коли використовуються перехідні метали з різними електронними конфігураціями d-орбіталей [26]. Різноманітність атомів з різними розмірами та електронними конфігураціями створює сильніший опір руху дислокацій, що покращує міцність і твердість сплавів. Однак фізичні наслідки цього явища залишаються незрозумілими і потребують подальших експериментальних та теоретичних досліджень електронних і структурних характеристик для розробки потенційних матеріалів для електродів.

1.2 Принципи створення ВЕС

На відміну від традиційних сплавів, які зазвичай базуються на одному або двох основних елементах, високоентропійні сплави містять декілька елементів в еквімолярних або майже еквімолярних співвідношеннях [28], [29]. Незвичайний склад може призвести до утворення твердого розчину з ГЦК або ОЦК структурою як єдиної або матричної фази, що, відповідно, забезпечує унікальні властивості.

Проте, випадкове змішування ≥ 5–6 елементів у еквімолярних співвідношеннях не завжди призводить до утворення фаз твердого розчину. Насправді, сегрегація та розпад на кілька простих фаз є звичним явищем, і в такому випадку результат є сумішшю традиційних сплавів [30]. Для традиційних сплавів Юм-Розері [31] узагальнив кілька правил для формування твердого розчину заміщення в системах сплавів: різниця в атомних розмірах між атомами розчинника і розчиненої речовини повинна бути менше 15 %; кристалічні структури розчинника і розчиненої речовини мають збігатися; валентні стани розчинника і розчиненої речовини повинні бути однаковими; розчинник і розчинена речовина повинні мати подібну електронегативність.

Ґрунтуючись на правилах термодинаміки та Юм-Розері, для прогнозування структури ВЕС запропоновано використовувати наступні параметри [31]:

– ентропію змішування (ΔS_{mix}, Дж/К·моль);

– різницю атомних радіусів елементів, що входять в сплав (δ, %);

– ентальпію змішування (ΔH_{mix}, кДж/моль);

– концентрацію валентних електронів (КВЕ), яка визначає тип кристалічної решітки, що утворюється в сплаві.

Ентропія змішування визначається за формулою [32]:

$$\Delta Smix = R \cdot ln(n), \tag{1.1}$$

де R – газова стала;

n – число хімічних елементів в сплаві.

У відповідності до високоентропійного ефекту, випадковий твердий розчин може бути сформований замість інтерметалічних сполук, коли багато елементів змішуються в еквімолярних пропорціях. Оскільки значення ентропії змішування зростає зі значенням n, то збільшити ΔS_{mix} можна з більшою кількістю складових елементів, таким чином збільшуючи ймовірність утворення твердих розчинів

Різниця атомних радіусів δ визначається за формулою [32]:

$$\delta = 100 \sqrt{\sum_{i=1}^{n} c_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2}, \tag{1.2}$$

де

$$\bar{r} = \sum_{i=1}^{n} c_i r_i,$$

де c_i – концентрація i-ї складової в сплаві;

r_i – атомний радіус i-го елементу.

Різниця в атомних радіусах між складовими елементами може впливати на утворення однофазних твердих розчинів, що впливає на однорідність кристалічної структури, а це, у свою чергу, може позначатися на тепловій і електричній провідності. Елементи зі схожими атомними радіусами з більшою ймовірністю займають сусідні вузли ґратки, коли атомні радіуси елементів значно різняться, то невідповідність ґратки зростає [33].

Ентальпія змішування ΔH_{mix} визначається за рівнянням [32]:

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

де

$$\Omega_{ij} = 4\Delta_{mix}^{AB},$$

де Δ_{mix}^{AB} – ентальпія змішування подвійних сплавів AB.

Аналізуючи серію експериментальних даних, Чжан та інші виявили [34], що, коли ΔH_{mix} знаходиться в діапазоні від −15 кДж/моль до 5 кДж/моль, а δ – між 1 % і 5 %, високоентропійні сплави мають тенденцію утворювати невпорядковані тверді розчини під час кристалізації, в яких численні складові елементи випадково розподіляються в простій кристалічній решітці, тобто типів ОЦК або ГЦК.

Концентрація валентних електронів визначається за формулою [32]:

$$\text{КВЕ} = \sum_{i=1}^{n} c_i (\text{КВЕ})_i, \tag{1.4}$$

де c_i – концентрація i-ї складової в сплаві

На відміну від різниці атомних радіусів, параметр КВЕ не контролює стабільність утворення фаз. Відповідно до правила Юм-Розері, КВЕ сплаву впливає на кристалічну структуру фаз твердого розчину за наявності та/або відсутності ефектів різниці атомних радіусів [35], [36]. Систематичні експериментальні та теоретичні дослідження [37] показали, що при КВЕ ≥ 8 і КВЕ < 6,87 утворюються решітки типу ГЦК та ОЦК відповідно.

1.3 Методи отримання ВЕС

В залежності від стану ВЕС або його компонентів в процесі отримання розрізняють три основні методи отримання ВЕС – в газоподібному, рідинному та твердому станах (рис. 1.2) [38].

Одним з найпоширеніших методів отримання порошкових ВЕС у твердому стані є метод механічного легування (МЛ). Цей метод базується на повторюваному процесі міжчастинкового "холодного зварювання" під час деформації частинок між зіштовхувальними розмельними тілами, що веде до розшарування до досягнення гомогенної структури. Завдяки формуванню наноструктурного стану частинок метод забезпечує підвищену ентропію змішування. Регулюючи параметри подрібнення, можна керувати мікроструктурою і властивостями ВЕС. На відміну від хімічних методів, цей метод дозволяє масштабне виробництво порошку за допомогою різних типів млинів [39].

Ще одним відомим методом є іскрове плазмове спікання, що базується на використанні коротких імпульсів електричного струму та тиску для спікання порошкових матеріалів. Завдяки швидкому нагріванню, цей метод значно скорочує час обробки, що дозволяє мінімізувати ріст зерен та забезпечити високу однорідність структури матеріалу.

Рисунок 1.2 – Методи отримання високоентропійних сплавів [38]

При спіканні тепло генерується безпосередньо в матеріалі через електричний опір, що особливо важливо для контролю мікроструктури і фазової стабільності. Використання дозволяє уникнути небажаних фазових перетворень і забезпечити рівномірний розподіл елементів, що сприяє збереженню твердого розчину для обробки матеріалів, які використовуються в екстремальних умовах [40].

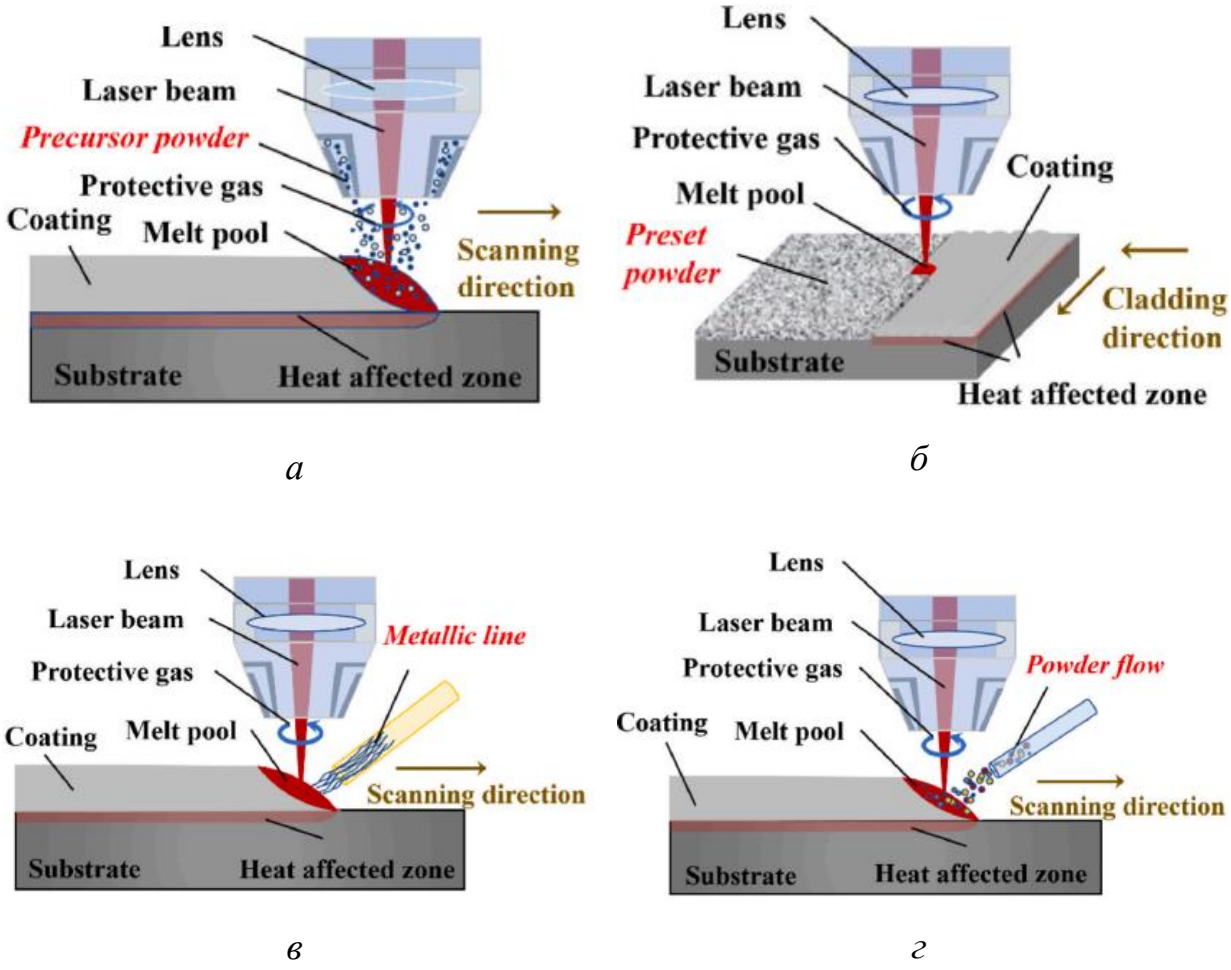
Також, поширеним методом отримання сплавів в рідкому стані є дугове плавлення, який слугує для підготовки для виробництва об'ємних високоентропійних сплавів [41]. Процес включає заливку певної пропорції металів у тиглі. Вакуумна піч наповнюється захисним аргоном, після чого елементи повністю плавляться за допомогою нагрівання електродом плазмовою дугою. Тверда фаза утворюється в процесі швидкого охолодження, за допомогою водяного охолоджувача.

Різні методи осадження, включаючи магнетронне напилення, лазерне наплавлення та електроосадження, використовувалися для виготовлення плівок ВЕС. З цих технік магнетронне напилення поширилось як популярний

метод для осадження тонких плівок ВЕС, пропонуючи точний контроль над їх складом, мікроструктурою та загальною якістю [42].

Технологія обробки поверхні може покращити трибологічні властивості поверхонь деталей, продовжити їх термін служби та зменшити економічні втрати, спричинені зносом. Поточні методи покриття поверхні включають: холодне напилення, електролітичне осадження, осадження з парової фази, хімічне відкладення парою, магнетронне напилення, детонаційне напилення, плазмове електролітичне окиснення та лазерне наплавлення. Серед них лазерне наплавлення може створювати покриття, що металургічно поєднуються з підкладкою, що було широко досліджено та описано вченими. Наразі існує багато систем матеріалів для лазерного наплавлення, перспективною з яких є сплави з високим вмістом ентропії ВЕС [43].

На даний момент методи обробки лазерного наплавлення (ЛП) можна розділити на два типи [44]: один – це технологія ЛП (синхронне ЛП), що базується на синхронізації вихідного матеріалу та лазерного променя. Синхронне ЛП може бути розділене на коаксіальне ЛП та некоаксіальне ЛП залежно від положення потоку матеріалу та лазерного променя, як показано на рисунку 1.3 *а*. На даний момент вихідними матеріалами, що використовуються у коаксіальному ЛП, в основному є порошковими матеріалами. Вихідні матеріали що використовуються у некоаксіальному ЛП, є ниткоподібними (рис. 1.3 *в*) та порошковими (рис. 1.3 *г*). Робочий принцип синхронного ЛП такий: використовуючи високоенергетичний лазер як джерело енергії, металевий матеріал, що подається синхронно, плавиться та відкладається шар за шаром відповідно до передбаченого шляху обробки, для реалізації підготовки покриття.



а – коаксіальне ЛЗ; *б* – попередньо налаштоване ЛЗ; *в* – ниткоподібний матеріал; *г* – порошковий матеріал

Рисунок 1.3 – Схематичне зображення [43]

Інший метод ЛП базується на технології лазерного адитивного виробництва (попередньо налаштоване ЛП), при якому лазерний промінь сканує відповідно до передбаченого шляху для плавлення порошкових матеріалів на поверхні підложки, як показано на рисунку 1.3 *б*.

S. Fang. та інші [45] запропонували використання ефектів зміцнення елементами для модифікації властивостей плівок ВЕС, і автори дослідили вплив V на CoCrFeMnNiV плівки високоентропійних сплавів методом ко-розпилення магнетроном. Плівки з ГЦК фазою мали чудову пластичність завдяки спостереженим нанодвійникам і нанозернам. Трансформація ГЦК

фази в аморфну фазу відбувалася зі збільшенням вмісту V, і ефект зміцнення деформацією, що пояснюється наявністю нанодвійників, був значним при низькому вмісті V.

Було досліджено вплив Al на FeCoCrMnNi ВЕС, отриманий методом дугового плавлення, та показано зміну ГЦК структури на ОЦК зі збільшенням концентрації Al. Однак у ГЦК-області сплав мав хорошу пластичність з меншою міцністю. У області, де спостерігалися ГЦК і ОЦК фази, сплав показував підвищену міцність зі зменшеною пластичністю, тоді як у області, де спостерігалася тільки ОЦК фаза, сплав був надзвичайно крихким [46].

1.4 Вплив окремих елементів на структуру та властивості високоентропійних сплавів

1.4.1 Вплив металевих елементів

Вивчення впливу окремих елементів на структуру та властивості високоентропійних сплавів є критично важливим, оскільки вони можуть значно змінювати характеристики матеріалу. Особливості елементів, такі як їх атомні розміри, хімічні властивості, температура плавлення, ентропія та ентальпія змішування тощо, можуть впливати на формування твердих розчинів, мікроструктуру, механічні та інші властивості сплавів.

Значення вмісту того чи іншого компонента в сплаві напряму впливають на характеристики отриманого сплаву, що можна побачити в таблиці 1.1.

Так, наприклад збільшення вмісту заліза в високоентропійному сплаві $Fe_xCoNiCu$ збільшує його значення твердості, проте міцність на розрив у $Fe_{2,5}CoNiCu$ більша, аніж у $Fe_3CoNiCu$, що пояснюється наявністю у $Fe_{2,5}CoNiCu$ нанорозмірних виділень, які покращують твердість сплаву [47].

Таблиця 1.1 – Вплив вмісту заліза на механічні характеристики $Fe_xCoNiCu$ ВЕС [47]

ВЕС	Твердість, HV	Міцність на розрив, МПа
$Fe_{1,5}CoNiCu$	323	392
$Fe_2CoNiCu$	335	474
$Fe_{2,5}CoNiCu$	516	639
$Fe_3CoNiCu$	654	576

Таблиця 1.2 демонструє механічні властивості високоентропійного $Al_{0,75}FeNiCr$ сплаву та вплив додання Co ($Al_{0,75}FeNiCrCo$) та Ti ($Al_{0,75}FeNiCrCoTi_{0,25}$)

Таблиця 1.2 – Механічні властивості ВЕС різного складу [48]

Сплав	Межа текучості, МПа	Міцність на стиск, МПа	Твердість, HV
$Al_{0,75}FeNiCr$	1741	2184	556
$Al_{0,75}FeNiCrCo$	1938	2221	577
$Al_{0,75}FeNiCrCoTi_{0,25}$	1926	2376	609

Високі показники міцності та твердості досліджуваних сплавів, можливо, визначаються додатковим зміцненням твердого розчину, яке викликане атомами Al та/або Ti з більшим атомним радіусом, ніж у інших компонентів, зміцненням, а також зміцненням на границях зерен через ультрадрібнозернисту структуру. Наявність Co у ВЕС впливає на міцність на стиск, межу текучості та твердість сплаву. Відповідно, додавання кобальту до ВЕС $Al_{0.75}FeNiCr$ покращує його механічні властивості. З введенням Ti сплав $Al_{0.75}FeNiCrCoTi_{0.25}$ виявляє більшу міцність на стиск і трохи меншу стійкість

до руйнування, ніж $Al_{0,75}FeNiCrCo$. Більше того, $Al_{0.75}FeNiCrCoTi_{0.25}$ ВЕС показує найвищу твердість за Віккерсом серед усіх трьох досліджуваних сплавів [48].

Автори дослідження [49] встановили вплив різного мас. % ванадію на високоентропійний сплав $CoCrFeNiV_x$. З додаванням V, міцність на розтягування та пластичність сплавів $CoCrFeNiV_x$ спочатку збільшуються, а потім зменшуються. Високоентропійні сплави з вмістом ванадію x = 0, x = 0,5 та x = 1,0 демонструють поступове збільшення міцності на розтягування. Можна спостерігати, що додавання V сприяє зміцненню твердого розчину в сплаві. Великий атомний радіус ванадію викликає спотворення кристалічної решітки, коли він розчиняється в матриці, збільшуючи опір руху дислокацій та приводячи до зміцнення твердого розчину. Тому додавання ванадію підвищує твердість сплаву (рис. 1.4).

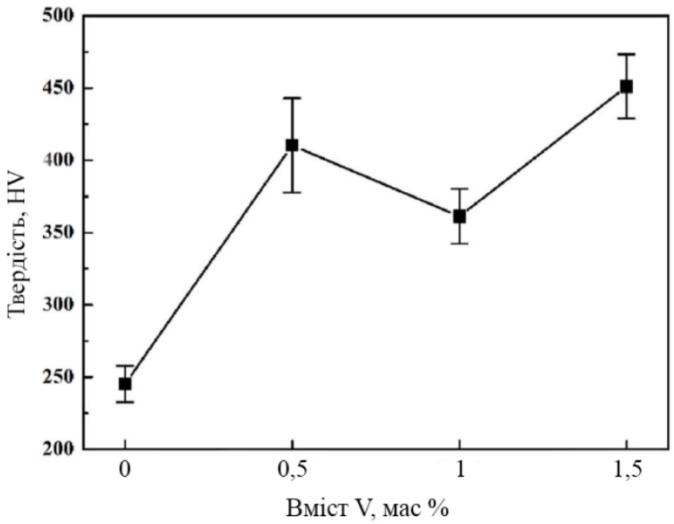


Рисунок 1.4 – Залежність твердості за Віккерсом високоентропійного сплаву $CoCrFeNiV_x$ від вмісту V [49]

Додавання ванадію значно підвищує значення твердості (HV = 451) сплаву $CoCrFeNiV_x$ при його вмісті x = 1,5 (рис. 1.4).

З [50] відомо, що додавання титану до високоентропійного сплаву $VNbTaTi_x$ може понизити значення деяких його механічних властивостей.

Наприклад, межа плинності ($\sigma_{0.2}$) зменшується від 1033 МПа (вміст Ti = 0%) до 691 МПа (вміст Ti = 1,5%) зі збільшенням вмісту Ti. Нахил кривих σ-ε має тенденцію до зниження зі збільшенням вмісту Ti, що вказує на те, що додавання Ti знижує границю плинності та модуль пружності сплавів. Після плинності зразки переходять у стадію стабільної пластичної деформації. Стабільна пластична деформація у високоентропійних сплавах з ОЦК структурою визначається конкуренцією між множенням та анігіляцією дислокацій [51]. Після значної пластичної деформації зразки врешті-решт досягають стану пластичної нестабільності, що призводить до утворення тріщин та зрештою до руйнування. Виміряна твердість (рис. 1.5) сплавів зменшується з 403 ± 7 HV (у сплаві з вмістом Ti = 0 %) до 300 ± 6 HV (у сплаві з вмістом T = 1,5 %) зі збільшенням вмісту титану.

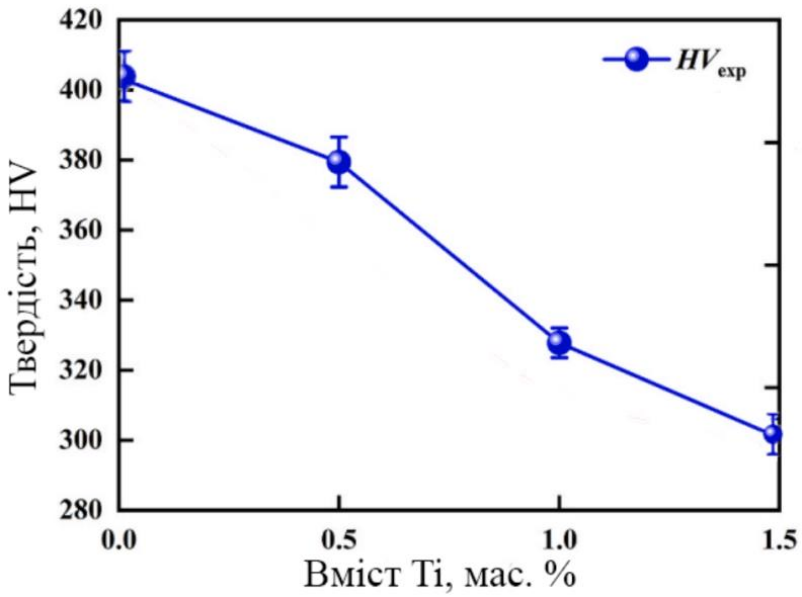


Рисунок 1.5 – Залежність твердості за Віккерсом високоентропійного сплаву $VNbTaTi_x$ від вмісту Ti [50]

В дослідженні H. Wu та ін. [52] вивчали вплив додавання Cr на механічні властивості $Cr_xFeNiCu$ ВЕС. Зі збільшенням вмісту Cr, міцність сплавів на розтяг зросла, тоді як відносне подовження до руйнування зменшилося. Зі збільшенням вмісту Cr, твердість збільшилася з 322,2 HV до 808 HV (рис. 1.6).

Результати вказують на те, що варіація вмісту Cr має значний вплив на властивості розтягування високентропійного сплаву $Cr_xFeNiCu$. Коли x = 0,8, сплав мав однофазну ГЦК структуру, його міцність на розтяг становила 491,6 МПа, а відносне подовження до руйнування – 33,2 %. Коли значення x збільшилося до 1, міцність на розтяг становила 565,5 МПа, а відносне подовження – 21,5 %. Коли значення збільшилося до x = 1,5, міцність на розтяг та відносне подовження сплаву становили 761,8 МПа та 12,6 %, відповідно. З подальшим збільшенням значення до x = 2, міцність на розтяг високентропійного сплаву $Cr_2FeNiCu$ була в 1,78 рази вищою, ніж у однофазного ГЦК сплаву $Cr_{0.8}FeNiCu$, тоді як його пластичність значно зменшилася до 3,3 %.

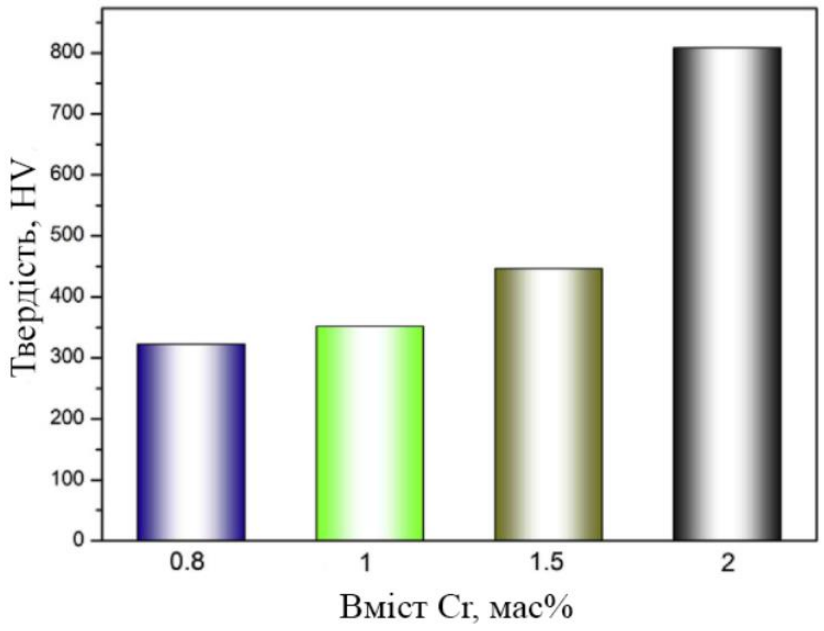


Рисунок 1.6 – Залежність твердості за Віккерсом високоентропійного сплаву $Cr_xFeNiCu$ від вмісту Cr [52]

Вплив вмісту Nb на плівку з високоентропійного $CoCrFeMnNiNb_x$ (x = 0; x = 0,25; x = 0,5; x = 0,75; x = 1 моль) сплаву вивчали в статті [53]. Твердість покриття найнижча ($HV_{0.5}$ = 188,04) без Nb (при x = 0). Покриття відповідає ГЦК фазі, і ВЕС з ГЦК фазами зазвичай мають нижчу

твердість. Об'ємна частка фаз Лавеса в покритті поступово збільшується зі збільшенням вмісту Nb; тому твердість покриття поступово збільшується. Покриття має найвищу мікротвердість (рис. 1.7), при вмісті x = 1 його середня мікротвердість становить $HV_{0.5}$ = 416,54, що в 2,21 рази перевищує твердість при x = 0 ($HV_{0.5}$ = 188,04). Отже, додавання Nb може підвищити мікротвердість ВЕС.

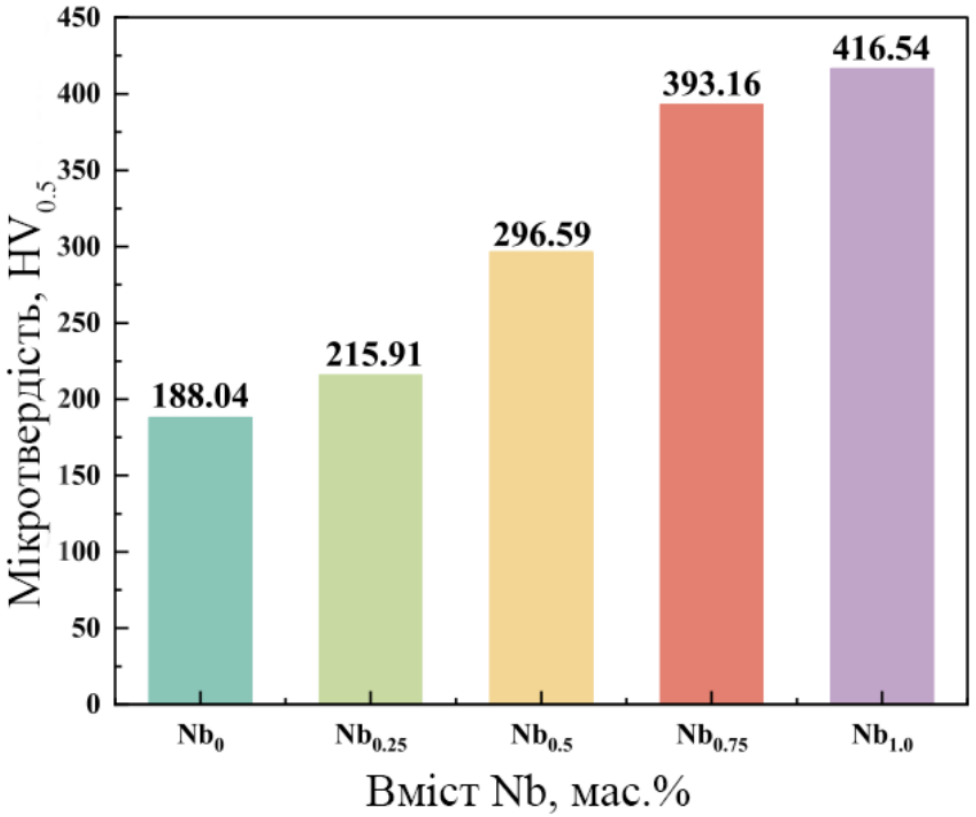


Рисунок 1.7 – Залежність мікротвердості покриття високоентропійного сплаву $CoCrFeMnNiNb_x$ від вмісту Nb [53]

Існує декілька причини, чому твердість покриття поступово збільшується зі збільшенням вмісту Nb. Атомні радіуси кожного елемента в сплаві $CoCrFeMnNiNb_x$ відрізняються. Максимальний атомний радіус має Nb, який становить 0,143 нм, і наявність Nb у ГЦК твердому розчині спричиняє сильне спотворення гратки. Велика енергія спотворення заважає руху

дислокацій, що призводить до зміцнення твердого розчину. З додаванням Nb фазовий склад покриття змінюється з ГЦК фази на ГЦК і фази Лавеса. Фаза Лавеса є різновидом інтерметалічної сполуки з високою твердістю. Твердість покриття також збільшується, коли кількість фаз Лавеса, що утворюються в покритті, поступово зростає [53].

В роботі, проведеною H. Thurlova [54], методом механічного легування було підготовлено високоентропійний сплав $CoCrFeNiMnAl_x$ (x = 5, x = 10, x = =16,6 ат.%). Виявлено, що додавання Al призводить до зменшення вмісту ГЦК фази та збільшення вмісту перехідної фази, яка утворилася у $CoCrFeNiMnAl_{10}$ сплаві, а її вміст подальше збільшився у сплаві $CoCrFeNiMnAl_{16.6}$. Мікроструктура підготовлених сплавів була ультрадисперсною та однорідною. Додатково було виявлено значний вплив додавання Al на механічні властивості. Зі збільшенням вмісту Al спостерігалося покращення межі текучості на стиск та межа міцності на стиск. Сплав $CoCrFeNiMnAl_{16,6}$ має найвищі показники механічних властивостей, для межі текучості на стиск становить 2173 МПа ± 264 МПа та для межі міцності на стиск – 2367 МПа ± ±305 МПа. Зі збільшенням вмісту Al значення твердості за Віккерсом зростає від 536 ± 7HV до 679 ± 5 HV (рис. 1.8).

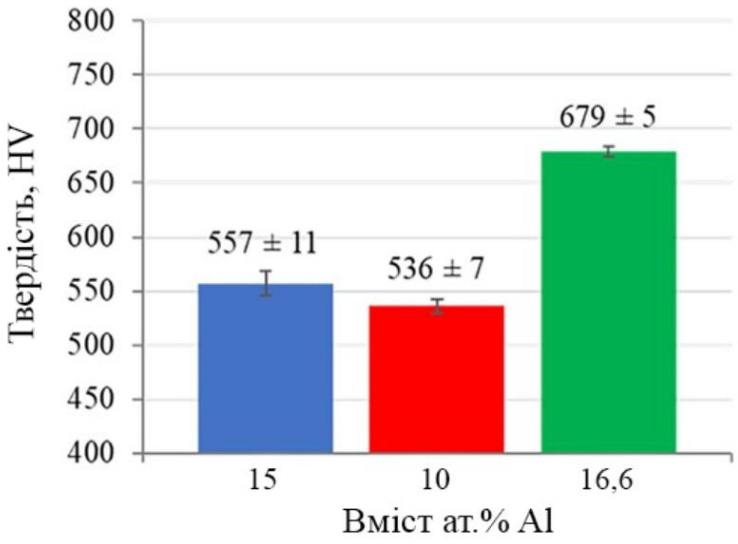


Рисунок 1.8 – Залежність твердості $CoCrFeNiMnAl_x$ ВЕС від вмісту Al [54]

Відомо, що додавання (NbC)x (x = 2,5 мас.%, 5 мас.%, 7,5 мас.% та 10 мас.%) до FeCrNiCu BEC матриці може підвищити його механічні пластивості, такі як межа текучості та твердість за Віккерсом (табл. 1.3).

Таблиця 1.3 – Механічні властивості FeCrNiCu BEC в залежності від додавання NbC [55]

Вміст NbC, мас. %	Межа текучості, МПа	Пластична деформація, %	Твердість, HV
0	337,6	22,6	337,6
2,5	429,9	23,5	429,9
5	521,8	24,7	521,8
7,5	567,4	16,7	567,4
10	591,3	6,8	591,3

Композит з вмістом NbC 5 мас. % демонструє відмінне поєднання межі плинності при розтягу, міцності на розрив і пластичності, що становять 458,2 МПа, 691,6 МПа і 24,7 %, відповідно. З додаванням NbC, порівняно з базовим сплавом, межа плинності при розтягу, міцність на розрив і пластичність одночасно підвищуються.

Також авторами [56] було досліджено механічні властивості CoCrFeMnNi високоентропійного сплаву, армованого NiCoFeAlTi високоентропійним інтерметалідом (BEI), який був підготовлений методом лазерної наплавки. Перед армуванням високоентропійний інтерметалід підготували у двох різних варіаціях розмірів частинок (<15 нм, та 15-53 нм), та порівняли між собою. Зазначається, що композити з дрібними частинками забезпечують високий рівень поглинання енергії та покращений розподіл теплової енергії в порошковому шарі, що призводить до збільшення щільності. Це збільшення енергетичної щільності, у свою чергу, призводить

до виникнення високого ступеня залишкових напружень, що, відповідно, спричиняє утворення численних мікротріщин разом із пористістю та сегрегацією елементів уздовж меж зерен і тріщин. Проте збільшення середнього розміру частинок може ефективно знизити кількість енергії, що поглинається порошковим шаром, і таким чином усунути утворення тріщин.

Композити BEC/BEI (з меншим розмером зерен) виявили низьку міцність і погану пластичність. У той час як композити, армовані BEI з більшим розмером зерен, демонструють відносно високу межу міцності на розрив, приблизно 656 МПа, та видовження приблизно 12 %.

Незважаючи на численні переваги, які пропонують високоентропійні сплави, високі витрати на сировину та виклики, пов'язані з їх виготовленням за допомогою методів дугового плавлення та лиття, все ще обмежують їх ефективне застосування. В результаті дослідники вивчали BEC у формі тонких плівок та покриттів, тим самим подальше розширюючи їх потенціал застосування.

1.4.2 Вплив неметалевих елементів на структуру та механічні властивості високоентропійних сплавів/покриттів

1.4.2.1 Вплив кремнію на високоентропійні сплави

Додавання Si має вплив на фазовий склад $Fe_{2.5}CoNiCuSi_x$ BEC. При додаванні до 2,5 мас. % Si $Fe_{2,5}CoNiCuSi_x$ BEC має дві фази, ГЦК та ОЦК. Збільшення вмісту Si до 3 мас. % приводить до утворення однофазного сплаву з ГЦК твердого розчину, дифракційні піки якого зсуваються в бік менших бреггівських кутів через великий атомний розмір Si та, відповідно, розширення кристалічної решітки [57].

Твердість $Fe_{2,5}CoNiCuSi_x$ високоентропійного сплаву (рис. 1.9) монотонно зростає при $x \leq 0,25$, а потім зменшується до 491,2 HV при $x = 0,3$. Густина $Fe_{2.5}CoNiCuSi_x$ поступово зменшується від 6,35 г/см³ до 5,38 г/см³ зі збільшенням вмісту Si. Завдяки додаванню легуючих елементів з великим

атомним радіусом, спотворення решітки ГЦК матриці посилюється, що збільшує опір руху дефектів, підвищуючи тим самим міцність і твердість.

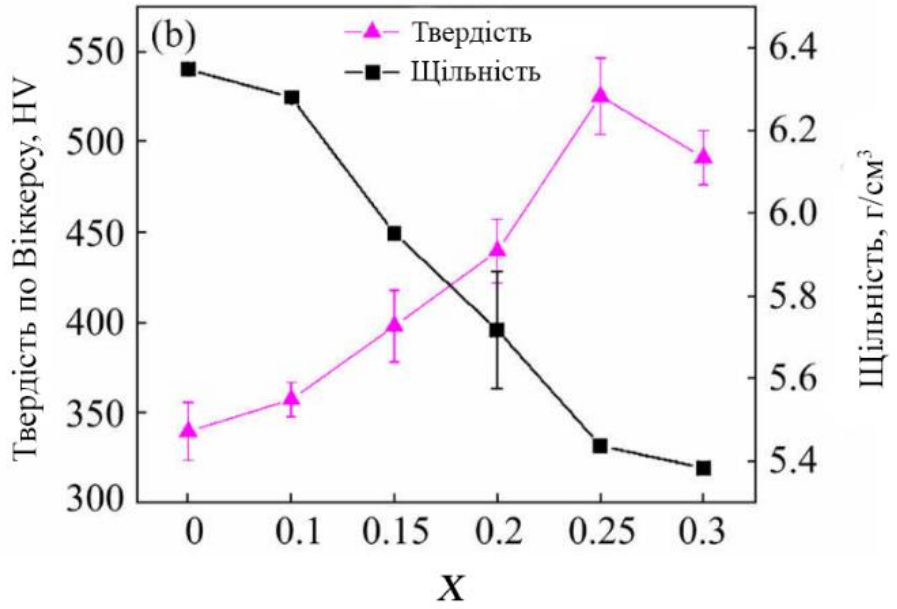


Рисунок 1.9 – Твердість по Віккерсу та щільність $Fe_{2,5}CoNiCuSi_x$ ВЕС залежності від вмісту Si [57]

Крім того, розмір зерен поступово зменшується з додаванням Si, що призводить до поліпшення твердості та міцності завдяки ефекту зміни розміру зерен. Таким чином, зростання міцності та твердості ВЕС $Fe_{2,5}CoNiCuSi_x$ тісно пов'язане з додаванням елемента Si, який відіграє роль в подрібненні зерна та зміцненню твердого розчину [57].

При вмісті Si менше 3 мас. % сплави $Fe_{2,5}CoNiCuSi_x$ в основному складаються з суміші ГЦК та ОЦК твердих розчинів. Зі збільшенням вмісту Si інтенсивність піків ОЦК фази поступово зменшується, тоді як інтенсивність піків ГЦК фази стабільно зростає, що свідчить про збільшення частки ГЦК фази в сплаві. В результаті структура $Fe_{2,5}CoNiCuSi_x$ високоентропійного сплаву поступово переходить від двофазної ГЦК/ОЦК до однофазної ГЦК, коли вміст Si досягає 3 мас. %. Паралельно з цим, основний дифракційний пік ГЦК фази повільно зсувається в бік менших бреггівських кутів, при зростанні вмісту Si, що пов'язано з розтягненням решітки, спричиненим додаванням Si.

1.4.2.2 Вплив вуглецю на високоентропійні сплави

В [57] показано, що при вмісті С менше 0,15 моль Fe2,5CoNiCu ВЕС складається з одного ГЦК твердого розчину, а збільшення вмісту С вище 0,15 моль приводить до пересичення сплаву атомами С та утворення карбідів, що агломеруються в сплаві при концентрації С 0,4 моль [57]. При вмісті С 0,35 моль карбіди продовжують утворюватися в міжзеренній структурі, і це вказує на те, що вміст С перевищує межу розчинності вуглецю у $Fe_{2,5}CoNiCu$ ВЕС.

Додавання вуглецю має помітний вплив на пластичність $Fe_{2,5}CoNiCuC_x$ сплаву. Однофазний $Fe_{2,5}CoNiCuC_{0,15}$ ВЕС з ГЦК структурою має низьку міцність, тоді як для $Fe_{2,5}CoNiCuC_{0,25}$ сплаву як міцність, так і пластичність одночасно зростають з подальшим додаванням С і становлять приблизно 626 МПа та 21,7 %, відповідно.

При цьому додавання С до $Fe_{2,5}CoNiCu$ дозволяє отримати кращі механічні характеристики, порівняно з додаванням Si (рис. 1.10).

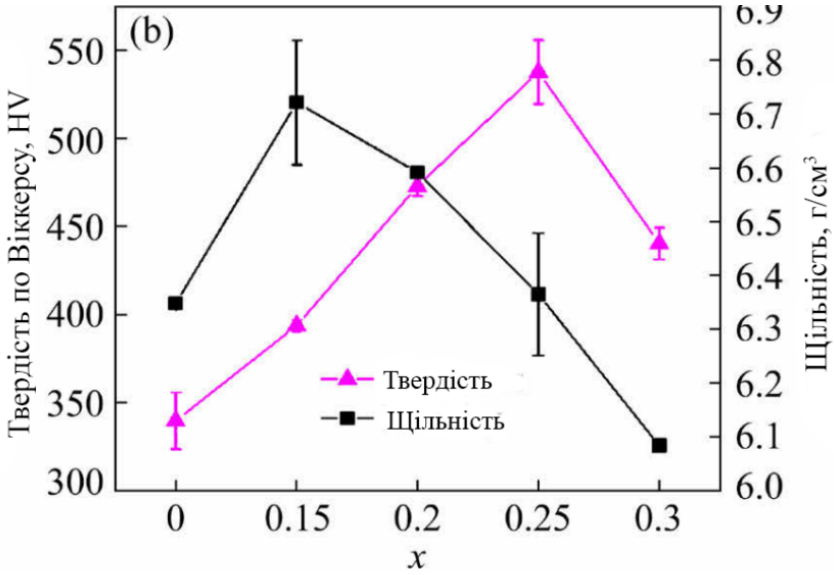


Рисунок 1.10 – Твердість по Віккерсу та щільність $Fe_{2,5}CoNiCuC_x$ ВЕС в залежності від вмісту С [57]

Зі збільшенням вмісту вуглецю твердість $Fe_{2,5}CoNiCuC_x$ ВЕС зростає, густина спочатку підвищується, а потім монотонно зменшується. Підвищення твердості пов'язане з утворенням карбідів у матриці сплаву, які ускладнюють рух дефектів.

В роботі Z. Wang та ін. [58] досліджували вплив легування на механічні властивості високоентропійного $Fe_{40,4}Ni_{11,3}Mn_{34,8}Al_{7,5}Cr_6$ сплаву за допомогою вуглецю при додаванні його 0,07 мас. %, 0,16 мас. %. 0,30 мас. %, 0,55 мас. % та 1,1 мас. %. Такі показники, як межа плинності і границя міцності на розтяг, зростають зі збільшенням вмісту вуглецю. Наприклад, межа плинності зростає з 159 ± 11 МПа для легованого ВЕС до 355 ± 7 МПа для сплаву, що містить 1,1 ат.% вуглецю, завдяки міжвузловому зміцненню. Додавання вуглецю також збільшує видовження, яке зростає з 40,8 ± 2,5% для нелегованого вуглецем сплаву до 51,6 ± 3,2% для сплаву, що містить 0,07 ат. % вуглецю.

Авторами дослідження [59], які вивчали вплив на механічні властивості високоентропійного $Fe_{40}Mn_{40}Co_{10}Cr_{10}$ сплаву додавання C_x (x = 0; x = 2,2; x = =3,3; x = 4,4; x = 6,6; x = 8,9 ат.%), було знайдено, що як межа текучості, так і межа міцності на розтяг зростали зі збільшенням вмісту вуглецю до 8,9 ат.%. Межа текучості зростала лінійно зі збільшенням вмісту вуглецю. Зокрема, значення межі текучості значно зросло з 213 МПа при C_0 до 422 МПа при $C_{3,3}$ і навіть до 750 МПа при $C_{8,9}$. Результати тесту на твердість (табл. 1.4) додатково підтвердили лінійну залежність між межею текучості та вмістом вуглецю, оскільки також було виявлено лінійну залежність між твердістю та вмістом вуглецю.

Щодо здатності до пластичної деформації, відносне видовження збільшилося з 57,7 % при відсутності вуглецю, до 77,8 % при збільшенні вмісту вуглецю до 3,3 ат. %. Однак при подальшому збільшенні вмісту вуглецю (4,4 ат.%; 6,6 ат.% або 8,9 ат.%) значення відносного видовження різко знижується.

Таблиця 1.4 – Механічні властивості $Fe_{40}Mn_{40}Co_{10}Cr_{10}$ ВЕС в залежності від додавання С [59]

Вміст С, ат. %	Межа текучості, МПа	Межа міцності, МПа	Пластична деформація, %	Твердість, HV
0	213	471	57,7	143
2,2	310	650	62,9	213
3,3	422	787	77,8	246
4,4	467	836	54,7	270
6,6	620	946	26,5	343
8,9	750	955	5,8	395

1.4.2.3 Вплив азоту на високоентропійні сплави

Автори статті [60] вивчали вплив азоту на високоентропійний $(CoCrFeNi)N_x$ (x = 0, x = 0,25, x = 0,5) сплав, підготовлений методом селективного лазерного наплавлення. Встановлено, що підвищення вмісту азоту сприяє зростанню значення межі текучості (при N_0 межа текучості має значення 506,6 МПа, в той час при $N_{0.5}$ межа текучості приймає значення 711,2МПа) (рис. 1.11).

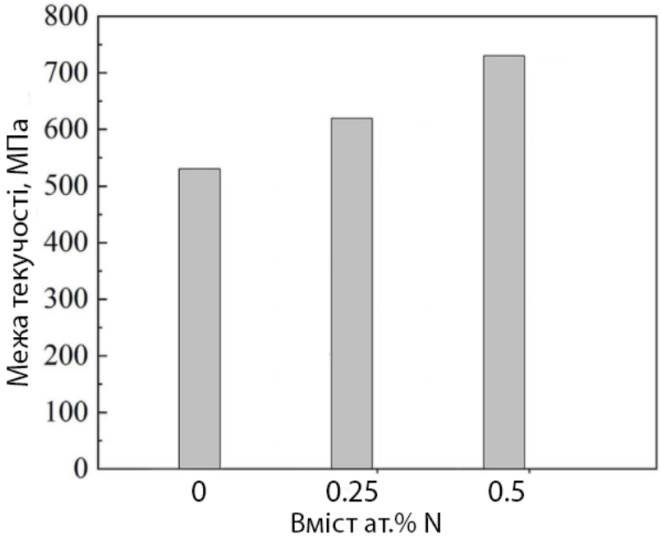


Рисунок 1.11 – Залежність межі текучості ВЕС $(CoCrFeNi)N_x$ від вмісту N[60]

Для ВЕС без додавання азоту дислокаційне зміцнення було основним фактором, що сприяв підвищенню межі текучості зразків, виготовлених методом селективного лазерного плавлення. Проте, коли до системи ВЕС було введено азот, зміцнення твердого розчину атомами проникнення також сприяло покращенню межі текучості сплавів, легованих атомами проникнення.

В роботі F. Xiong [61] досліджували легування азотом (при його вмісті 1 ат. %) високоентропійного сплаву CoCrFeMnNi, який піддавався холодній прокатці та відпалу за температур від 773K до 1173K. Відмінності у мікроструктурах після холодної прокатки двох груп ВЕС вказують на значний вплив легування азотом. Відомо, що механізм деформації в високоентропійному сплаві CoCrFeMnNi, який оброблений без легування азотом під час холодної прокатки, включає ковзання дислокацій, деформацію двійникування та утворення смуг ковзання [62]. Однак, у CoCrFeMnNi після легування 1 ат % азоту деформації при холодній прокатці переважно керуються ковзанням дислокацій, що характеризується рівномірно розподіленими мікросмугами. Крім того, густина дислокацій у ВЕС легованим азотом трохи вища, ніж у сплаву, який не легували азотом. Міцність на розтяг

сплавів, легованих азотом, при його вмісті 1 ат. % на ат. 18 % вища порівняно зі сплавами без азоту. Це пояснюється значним зміцнюючим ефектом азоту в твердому розчині у сплавах CoCrFeMnNi [63]. Однак, сплави які леговані азотом, так і без азоту демонструють низьку пластичність, що пов'язано з високою щільністю заплутаних дислокацій у цих сплавах, яка ускладнює їх рух під час деформації розтягування. Міцність на розтяг сплавів без азоту зменшувалася зі збільшенням температури відпалу. Проте, для сплавів які містять азот, після холодної прокатки (при 773 K та 873 K) було виявлено аномальне збільшення міцності через сегрегацію атомів азоту в областях з високою щільністю дислокацій, що призводило до ефекту "витягування" дислокацій. Сплав з вмістом азоту, відпалений при 973 K, показав найкраще поєднання міцності і пластичності: межа текучості становила 872 МПа, а гранична міцність на розтяг 1025 МПа.

1.4.2.4 Вплив бору на високоентропійні сплави

Вплив B на $FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}B_x$ високоентропійний сплав досліджували в статті [64]. Коли бор не додається, розмір зерен становить приблизно 5 мкм; при x = 0,4 моль розмір зерен зменшується до 4 мкм; при x = 0,8 моль розмір зерен зменшується приблизно до 3 мкм. При x = 0,10 моль розмір зерен збільшується до 2 мкм, отже, додавання відповідної кількості бору має ефект зменшення розміру зерна [64].

Якщо вміст бору дорівнює нулю, то наявність іонів із великим атомним розміром ізотопу ітрію у відношенні 0,2 атома може руйнувати кристалічну структуру ГЦК твердого розчину високоентропійного сплаву. Це призводить до серйозного спотворення решітки, що не сприяє розкриттю потенціалу відмінних механічних властивостей високоентропійного сплаву.

Зокрема, коли вміст в молях бору становить 0,2 і 0,4, додані атоми бору розчиняються у решітці сплаву, усуваючи спотворення решітки, спричинене

ітрієм з великим атомним розміром, та усуваючи утворення Y_2O_3. Тим часом кількість дефектів зменшується, що збільшує щільність сплаву. Ці три фактори позитивно впливають на підвищення міцності та пластичності (табл. 1.5).

Таблиця 1.5 – Механічні властивості ВЕС-$FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}B_x$ [64]

Зразок сплаву	Міцність на стиск, МПа	Межа текучості, МПа	Максимальний коефіцієнт стиснення, %
$FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}$	618	486	16
$FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}B_{0,2}$	882	606	29
$FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}B_{0,4}$	1196	512	35
$FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}B_{0,6}$	1256	704	27
$FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}B_{0,8}$	1389	707	32
$FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}B_1$	1546	1112	28

Коли вміст бору становить 0,4 моля, сплав має найбільший максимальний коефіцієнт стиснення і найкращу пластичність. Однак коли вміст бору досягає вмісту 0,6 моля, його здатність усувати домішки Y_2O_3 в сплаві та послаблення спотворення решітки поступово зменшується, і утворюється ГЩУ фаза. Борид є твердим і крихким, тому максимальний коефіцієнт стиснення чисельно зменшується, а пластичність сплаву зменшується, але міцність продовжує зростати [60]. Коли вміст у бору дорівнює 1 молю, у BYO_3 фазі починається поступове утворення твердої фази YB_{12} з частинками розміром 100 нм і круглою формою, рівномірно розподілених. Утворення YB_{12} фази може ефективно підвищити міцність BYO_3 фази, тим самим покращуючи загальні механічні властивості сплаву і проявляючи як значуще збільшення межі текучості. Тим часом утворення YB_{12} споживає велику кількість бору, щоб уникнути великої кількості твердої та

крихкої боридної фази, що призводить до збереження загальної пластичності сплаву. Таким чином, коли атомне відношення бору досягає 1, максимальний коефіцієнт стиснення становить 28 %, що не суттєво нижче, ніж раніше.

Для $FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}B_x$ (x = 0, 0,2, 0,4, ,6, 0,8 і 1,0) сплавів на рисунку 1.12 подано залежність твердості по Віккерсу від вмісту бору.

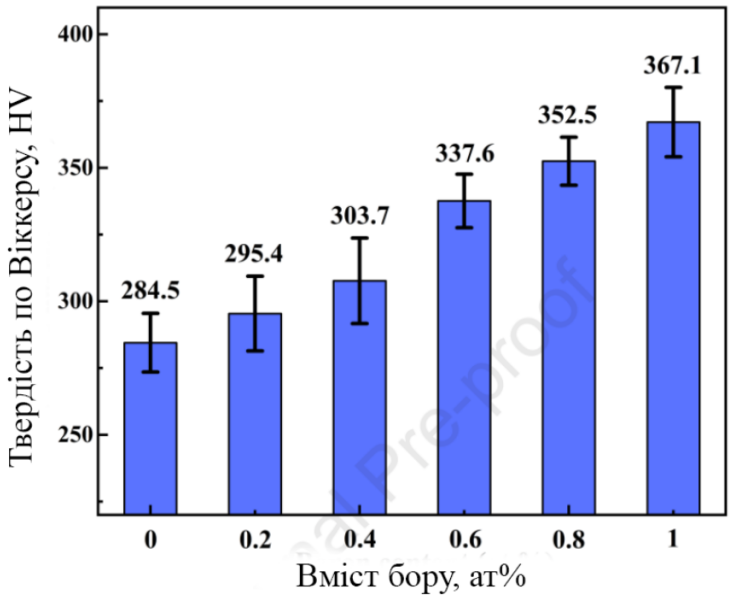


Рисунок 1.12 –Твердість по Віккерсу $FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}B_x$ ВЕС в залежності від вмісту B [64]

При поступовому збільшенні вмісту бору від x=0 до x=1 твердість ВЕС зростає від 284,5 HV до 367,1 HV. Середня величина твердості для зразків із бором становить 331,3 HV, що на 16,4 % вище, ніж у зразка $FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}$. Зокрема, твердість зразка $FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}B$ є найвищою і перевищує твердість зразка $FeCoNi_{1,5}CuY_{0,2}$ на 29,03 %. Таким чином, додавання бору значно підвищує твердість матеріалу.

В роботі [65] досліджували вплив вмісту бору (x = 0 ат. %, x = 0,05 ат. %, x = 0,10 ат. %, x = 0,15 ат. %, x = 0,2 ат. %) на механічні властивості високоентропійного $AlFeCoNiB_x$ сплаву (рис. 1.13). Для сплаву B_0 межа текучості, міцність на стиск та пластична деформація становлять 805 МПа, 850 МПа і 0,07, відповідно.

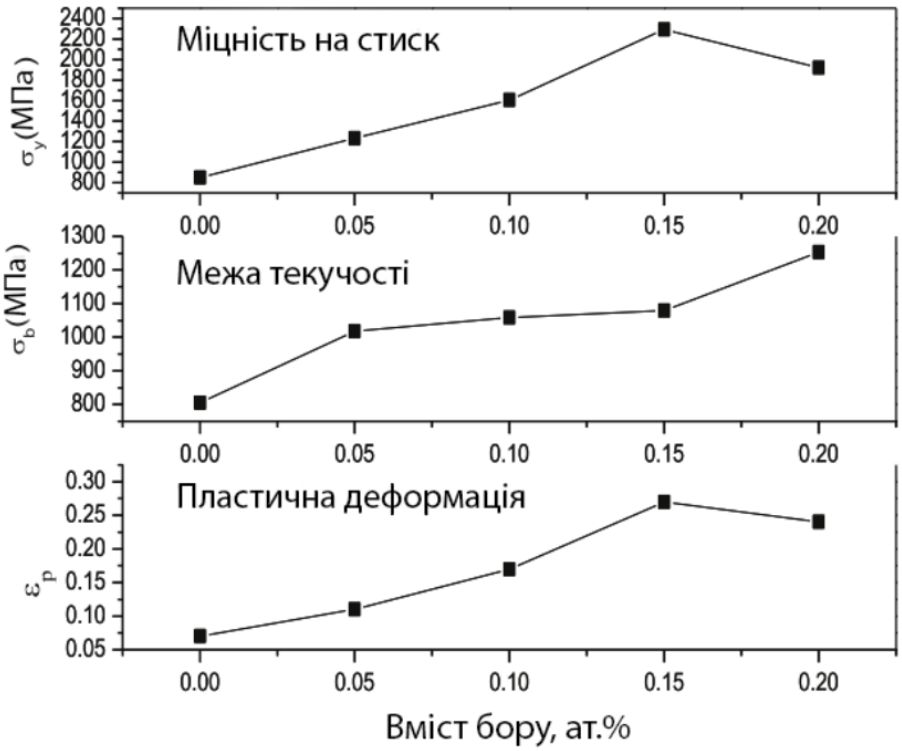


Рисунок 1.13 – Залежність міцності на стиск, межі текучості та пластичної деформації $AlFeCoNiB_x$ ВЕС від вмісту B [65]

Зі збільшенням вмісту B від 0 до 0,2 ат.% міцність на стиск збільшується від 850 МПа до 2293 МПа, а пластична деформація зростає від 0,07 до 0,27. Сплав $B_{0,15}$ демонструє видатні комплексні властивості на розтяг з межею текучості 1079 МПа, міцністю на злам 2293 МПа та пластичною деформацією 0,27. Порівняно зі сплавом B_0, міцність на стиск та пластична деформація сплаву $B_{0,15}$ збільшуються відповідно у 2,70 та 3,86 рази. Збільшення міцності головним чином обумовлене твердорозчинним зміцненням атомами бору. Велика кількість границь між фазами ГЦК1 та ГЦК2 виконує роль зміцнення границями зерен. Збільшення пластичності головним чином пов’язане з додаванням атомів бору. Коли вміст бору досягає 0,2 ат. %, міцність на злам та пластична деформація сплаву $B_{0.2}$ зменшуються. Однак межа текучості досягає 1253 МПа. Це обумовлено більшою кількістю бору, розчиненого в решітці твердого розчину високентропійного AlFeCoNi сплаву, що сприяє більшому його зміцненню. Вважається, що зміцнення твердого розчину атомами бору призводить до постійного збільшення межі текучості.

В дослідженні J. Aguilar-Hurtado вивчали додавання бору на високоентропійний $Fe_{50}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}B_x$ (x = 0; x = 0,3; x = 0,6; x = 1,7) сплав, підготовлений методом дугового наплавлення. Мікротвердість зразка без додавання бору становила приблизно 296 ± 24 HV, що вище, порівняно зі сталлю Гадфілда Fe-Mn (248 HV) [66]. Після додавання бору твердість значно не змінювалася, доки вміст бору не досяг 1,7 мас. %, де середнє значення становило 452 ± 51 HV. Середня твердість зросла на 53 % через збільшення вмісту боридної $(Cr,Fe)_2B$ фази в мікроструктурі сплаву. Бориди діють як бар'єр для руху дислокацій, що спричиняє зміцнення [67]. Значення мікротвердості сплаву із додаванням 1,7 мас. % бору, можна порівняти зі сталлю з високим вмістом Mn, легованою 1,4 мас. % V – 2,4 мас.% C (441 HV). Для ВЕС із додаванням 0,3 мас. % та 0,6 мас. % бору результати випробувань твердості пояснюються фазовим складом сплавів. Сплав із додаванням 0,3 мас. % B показав нижче значення мікротвердості (282 HV ± 15 HV) через збільшення кількості ГЦК фази в мікроструктурі. Сплав із вмістом 0,6 мас. % B також показав збільшення вмісту ГЦК фази, але в цьому випадку помітна присутність боридів, що призвело до незначного збільшення середнього значення мікротвердості (306HV±24 HV) у порівнянні зі сплавом без бору.

В [68] вивчали вплив бору на механічні властивості $FeCrNiCoB_x$ (x = 0,5, x = 0,75, x = 1, x = 1,25) сплаву. Шари покриття з високоентропійного $FeCrNiCoB_x$ сплаву були створені методом лазерного наплавлення. Усі покриття складаються з ГЦК твердих розчинів і боридів. Коли $x \leq 1$, бориди в покриттях представлені $(Cr, Fe)_2B$ фазою. Проте, коли x = 1,25, $(Cr, Fe)_2B$ фаза перетворюється на $(Fe, Cr)_2B$ фазу.

При вмісті бору $x \leq 1$ мікротвердість і корозійна стійкість покриттів покращуються зі збільшенням вмісту бору. Коли значення x досягає 1,25, мікротвердість покриттів демонструє експоненціальне зростання, але корозійна стійкість знижується, все ж при цьому усі покриття мають кращу корозійну стійкість, ніж нержавіюча сталь ASTM 304L.

1.5 Застосування високоентропійних сплавів

Легкі високоентропійні сплави, завдяки низькій густині та високій міцності, знаходять застосування в транспортній та енергетичній промисловості [69]. Ці застосування вимагають високої надійності та витривалості в умовах екстремальних експлуатаційних умов. Наприклад, нагрівання від тертя може підвищити температуру поверхні надзвукових літаків до понад 300 °C, а температура у перших і других ступенях компресора турбореактивних двигунів може перевищувати 400 °C [70]. ВЕС є хорошими кандидатами для заміни сталі та сплавів титану. Вони можуть використовуватися для виготовлення компресорних лопатей авіадвигунів, які часто виробляються з титанових сплавів.

Високоентропійні сплави також можуть захищати поверхні компонентів машин та інструментів завдяки їх високій твердості, зносостійкості, термостійкості, антикорозійним властивостям або поєднанню цих характеристик [71]. Технологія наплавлення може бути застосована, коли високоентропійні сплави виготовляють у вигляді стрижнів і порошків, а потім напилюють на поверхню інструментів і інших компонентів за допомогою плазмової дуги або термічного напилення [70]. Процес наплавлення передбачає додавання товстого шару зносостійкого або корозійностійкого матеріалу шляхом зварювання або термічного напилення. Звичайними промисловими застосуваннями є форми, штампи, інструменти та насадки [72].

Високоентропійні сплави також дедалі більше знаходять застосування в якості зв’язувальної речовини, в яких використовуються такі метали, як Fe, Co і Ni, та керамічні сплави, як WC і TiC [70]. Сплави з додаванням AlCo і CoCr мають потенціал замінити традиційні матеріали зв’язки в твердих металевих сплавах після рідкофазного спікання, навіть без додавання дрібнодисперсних матеріалів, оскільки вони містять низьку кількість дорогого кобальту і складаються з фази з ОЦК решіткою [72].

1.6 Висновки та постановка завдань дослідження

Був проведений літературний огляд впливу неметалевих елементів, зокрема B, Si, C з малими атомними радіусами на структуру та механічні властивості високоентропійних сплавів/покриттів, що є актуальним та перспективним напрямом для подальших наукових досліджень. Аналіз літературних даних показав, що додавання неметалевих елементів сприяє підвищенню механічних властивостей високоентропійних сплавів. Результати подальшого дослідження можуть бути значним внеском у розуміння взаємодії неметалевих компонентів із високоентропійними сплавами та визначити шляхи оптимізації їхніх властивостей.

Привабливі властивості ВЕС спонукали до їх використання як матриці в металокерамічних композитах армованих тугоплавкими сполуками (ТС), що дозволяє отримати новий клас металокерамічних матеріалів з високими властивостями для ефективного застосовування в промисловості. Розробка таких композиційних матеріалів шляхом утворення ТС «in-situ» у ВЕС матриці додаванням до складу ВЕС неметалевих елементів, а саме вуглецю [57]-[59], азоту [60]-[63], бору [64]-[68]. Відомо, що легування сталей такими елементами сприяє підвищенню їх властивостей. Атоми проникнення неметалевих елементів завдяки малим розмірам можуть легко розташовуватися в міжвузловинах твердих розчинів ВЕС з металевих елементів, що може додатково значно спотворювати їх кристалічні ґратки, а у разі перевищення розчинності у ВЕС матриці можуть утворюватися вторинні фази, а саме карбіди, нітриди, бориди, що може сприяти як подрібненню мікроструктури, так і зміцненню сплавів [65]. Аналіз літератури показав, що є лише обмежені повідомлення про ВЕС з бором [64].

Метою цієї роботи є вивчення впливу неметалевих елементів, зокрема B на структуру та властивості AlCrTiNbV високоентропійного сплаву для підвищення його механічних властивостей.

Постановка завдань дослідження:

1. Вибір та обгрунтування хімічного складу матричного високоентропійного сплаву із застосуванням термодинамічного підходу для передбачення формування структури з врахуванням умов формування твердих розчинів у ВЕС (за розрахунками ентропії ΔSmix,, ентальпії ΔHmix, різниці атомних радіусів δ та концентрації валентних електронів, КВЕ).

2. Синтез ВЕС обраного складу з елементарних порошків механічним легуванням в планетарному млині.

3. Дослідження формування структури та фазового складу ВЕС (рентгеноструктурний, мікроструктурний, рентгеноспектральний аналіз). Визначення фазового складу, типу кристалічної решітки та структурного стану, морфології, розміру частинок та мікроструктури (СЕМ-дослідження) порошкового ВЕС, отриманого механічним легуванням.

4. Спікання ВЕС з різним вмістом бору методом ЕПС.

5. Дослідження структури, фазового та хімічного складу, механічних властивостей (твердості, в’язкості руйнування) спечених зразків.

6. Вивчення механічних властивостей спечених сплавів з різним вмістом бору та аналіз впливу бору на механічні властивості високоентропійних сплавів, зокрема твердості та в’язкості руйнування.

7. Аналіз отриманих даних

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Отримання вихідних порошкових сумішей та їх консолідація

Складові для високоентропійного сплаву було обрано з метою отримання твердих розчинів, а також для забезпечення низької щільності (Al, Ti, V), високих температур експлуатації (Cr, Ti, Nb, V) та взаємодії з неметаливими елементами (B) із подальшим утворенням зміцнювальних тугоплавких сполук (боридів) в процесі нагрівання, спікання. Таким чином, потрібно задовільнити умови термодинамічних параметрів, для формування стабільного твердого розчину, які можна описати наступним чином: параметр ентропії змішування ΔS_{mix} має бути вищим за значення 12 Дж/(К·моль); ентальпія змішування ΔH_{mix} має бути в інтервалі від –15 КДж/моль до 5 КДж/моль, відповідно; різниця атомних радіусів δ сплаву не має перевищувати 6,4 %.

Таким чином, на основі розрахунків, для дослідження було обрано еквімолярний ВЕС системи Al-Cr-Ti-Nb-V. Всі перелічені величини, а також концентрацію валентних електронів (КВЕ) для прогнозування фазового складу та типу кристалічної решітки твердих розчинів $AlCrTiNbVB_x$ сплавів розраховували з врахуванням даних [32], [65], [73], [74], [75].

Ентропія змішування визначається за формулою (1.1) [32]:

$$\Delta Smix = R \cdot ln(n),$$

де R – газова стала;

n – число хімічних елементів в сплаві.

Різниця атомних радіусів δ визначається за формулою (1.2) [32]:

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

де

$$\bar{r} = \sum_{i=1}^{n} c_i r_i,$$

де c_i – концентрація i-ї складової в сплаві;

r_i – атомний радіус i-го елементу.

Ентальпія змішування ΔH_{mix} визначається за рівнянням (1.3) [32]:

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

де

$$\Omega_{ij} = 4\Delta_{mix}^{AB},$$

де Δ_{mix}^{AB} – ентальпія змішування подвійних сплавів AB.

У таблиці 2.1 наведені значення ентропії змішування між окремими компонентами відповідно до [76].

Таблиця 2.1 – Енергія зв’язку можливих атомних пар для сплаву AlCrNbTiV (кДж/моль) [76]

Елемент	Al	Cr	Ti	Nb	V	B
Al	0	-10	-30	-18	-16	0
Cr	-10	0	-7	-7	-2	-31
Ti	-30	-7	0	2	-2	-58
Nb	-18	-7	2	0	-1	-54
V	-16	-2	-2	-1	0	-42
B	0	-31	-58	-54	-42	0

Концентрація валентних електронів визначається за формулою (1.4) [32]:

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

де c_i – концентрація i-ї складової в сплаві.

Після розрахунку параметрів згідно формул (1.1)–(1.4) отримані дані термодинамічних параметрів для $AlCrTiNbVB_x$ сплавів зведено до таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Значення ентропії ΔS_{mix}, ентальпії змішування ΔH_{mix}, різниці атомних радіусів δ та КВЕ для сплавів $AlCrTiNbVB_x$

Сплав	ΔS_{mix}, Дж/моль·К	ΔH_{mix}, кДж/моль	δ, %	КВЕ, ел/ат	Прогнозуємий фазовий склад
AlCrTiNbV	13,38	-14,56	4,85	4,6	ОЦК твердий розчин
$AlCrTiNbVB_{0,5}$	14,89	-24,26	14,8	4,4	ОЦК
$AlCrTiNbVB_1$	14,89	-30,66	22,98	4,3	ОЦК
$AlCrTiNbVB_{1,5}$	14,89	-34,88	30,5	4,2	ОЦК
$AlCrTiNbVB_2$	14,89	-37,63	37,5	4,1	ОЦК

Значення ентропії змішування для високоентропійного сплаву AlCrTiNbV становить 13,38 Дж/моль·К. Високе значення ентропії змішування є характерною ознакою високоентропійних сплавів, що сприяє стабілізації твердого розчину. Ентальпія змішування має значення –14,56 кДж/моль. Від'ємне значення ентальпії змішування вказує на екзотермічний процес утворення твердого розчину, що також сприяє стабілізації утвореної фази. Значення ентальпії змішування (> – 15 кДж/моль) вказує на те, що в сплаві переважатиме формування твердих розчинів, а не інтерметалічних чи інших фаз. Різниця атомних радіусів у сплаві становить 4,85 %. Невелике значення δ

вказує на низьку ймовірність утворення додаткових фаз типу інтерметалідів. Натомість, мала різниця радіусів атомів компонентів сплаву сприяє утворенню однорідного твердого розчину. Значення КВЕ для цього сплаву становить 4,6 ел/ат, що може свідчити про формування твердого розчину з ОЦК структурою.

Значення ентропії змішування для високоентропійного сплаву $AlCrTiNbVB_x$ (x = 0,5; x = 1; x = 1,5; x = 2) становить 14,89 Дж/моль·К, що свідчить про високу ентропійну стабілізацію. Проте зі збільшенням вмісту бору значення ентальпії змішування змінюється від –24,26 кДж/моль до –37,63 кДж/моль. Таке від'ємне значення ентальпії вказує на ймовірність утворення додаткових фаз, зокрема боридів.

Різниця атомних радіусів δ зі збільшенням вмісту бору зростає від 14,8 % до 37,5 %, що є значним перевищенням критичної межі $\delta \leq 6,4$ %. Це унеможливлює утворення однорідного твердого розчину.

Значення КВЕ для всіх сплавів з бором залишається близьким до 4 ел/ат, що відповідає ОЦК структурі. Однак через високі значення δ та ΔH_{mix}, прогнозується формування боридних фаз разом із ОЦК твердим розчином.

Для отримання порошку високоентропійного сплаву AlCrTiNbV було використано метод механічного легування (МЛ). Механічне легування – це процес, в якому вихідні матеріали у формі порошків змішуються і подрібнюються в високоенергетичному млині. У цьому процесі використовується механічна енергія для інтенсивного змішування, деформації та фрагментації порошків, що приводить до змішування, подрібнення та сплавоутворення (так зване «холодне зварювання») частинок порошків у твердому стані.

Механічного легування суміші елементарних порошків проводили у планетарному кульовому млину Retsch PM100. Для механічного легування використовувалась розмельна ємність з твердого сплаву WC–6Co. В процесі механічного легування були використані наступні параметри: швидкість обертання барабанів (об’єм 250 мл) складала 400 об./хв; розмельними тілами

виступали кульки (загальна маса яких була 360 г) діаметром 10 мм, матеріалом яких був ВК6; процес проходив в середовищі очищеного бензину (30 мл); час роботи барабанів складав 15 хвилин, після чого зупинялись на 15 хвилин, сумарний час легування складав 20 годин, а загальний час роботи обладнання складав 40 годин (впродовж якого було активне повітряне охолодження); маса засипки складала 60 грамів.

Проби для досліджень етапів сплавоутворення брали через 1 годину, 2 години, 5 годин, 10 годин та 15 годин механічного легування.

Всі отримані порошки просушували у вакуумі протягом 3-4 год. при температурі 100 °С для видалення залишків рідини.

До порошкового AlCrTiNbV ВЕС додавали бор у кількості 0,5 моль, 1 моль, 1,5 моль, 2 моль і змішували в кульовому млині протягом 10 год.

Спікання порошкового ВЕС та сумішей ВЕС-B_x здійснювали методом електронно-променевого спікання на установці «ЕЛА – 6», зі струмом фокусування 560 мА та струмом накалювання 3 мА за температури 1150 °С.

2.2 Дослідження структури та фазового складу

Аналіз мікроструктури та хімічного складу зразків виконувався за допомогою сканувальних електронних мікроскопів РЕММА-106І та Axia ChemiSEM. Ці прилади працюють на основі сканування поверхні об'єкта дослідження сфокусованим електронним пучком середньої енергії в умовах високого вакууму.

На рисунку 2.1 представлено СЕМ зображення мікроструктури порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого після 10 год. механічного легування.

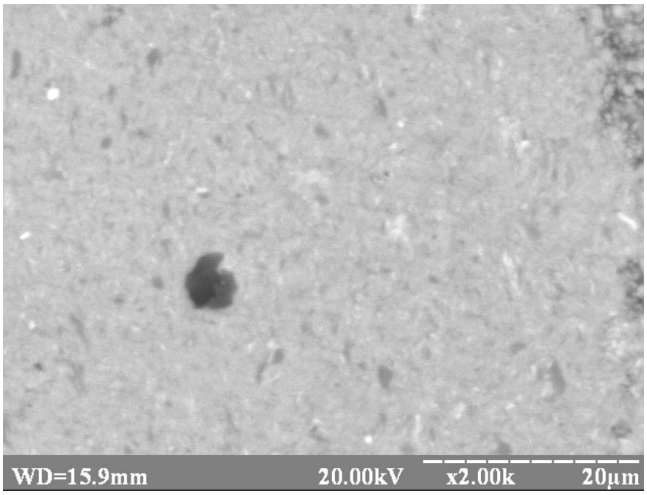


Рисунок 2.1 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого механічним легуванням протягом 10 годин

На рисунку 2.2 представлено СЕМ зображення частинок порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого після 15 год. механічного легування в середовищі очищеного бензину при швидкості обертання розмельного барабана 400 об/хв.

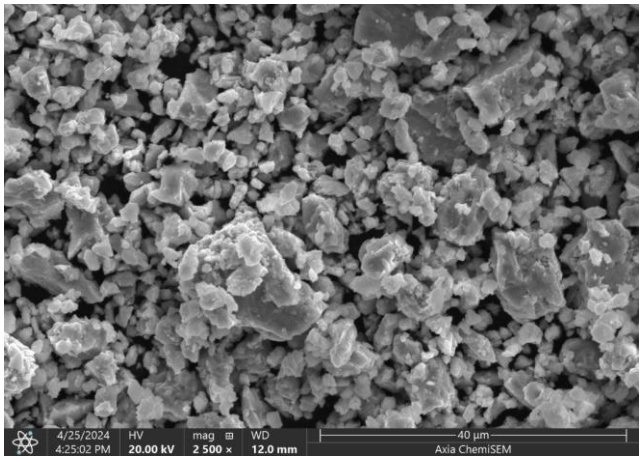


Рисунок 2.2 – СЕМ зображення частинок порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого механічним легуванням протягом 15 годин

На рисунку 2.3 представлено СЕМ зображення мікроструктури порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого після 15 год. механічного легування.

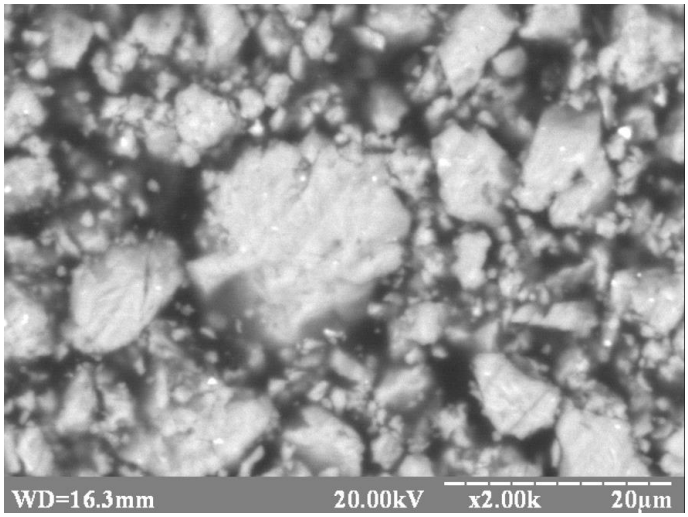


Рисунок 2.3 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого механічним легуванням протягом 15 годин

На рисунку 2.4 представлено СЕМ зображення частинок порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого після 20 год. механічного легування.

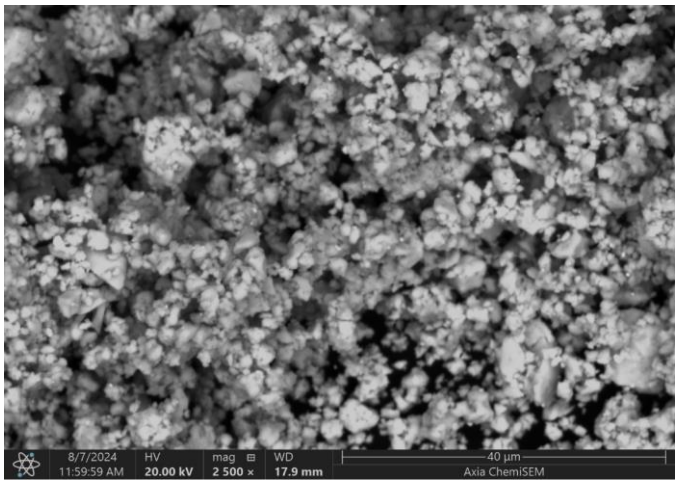


Рисунок 2.4 – СЕМ зображення частинок порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого механічним легуванням протягом 20 годин

На рисунку 2.5 представлено СЕМ зображення мікроструктури порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого після 20 год. механічного легування.

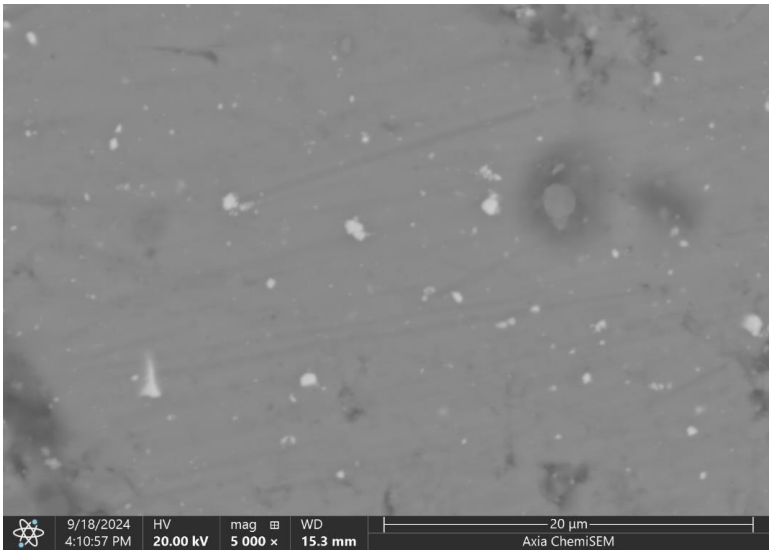
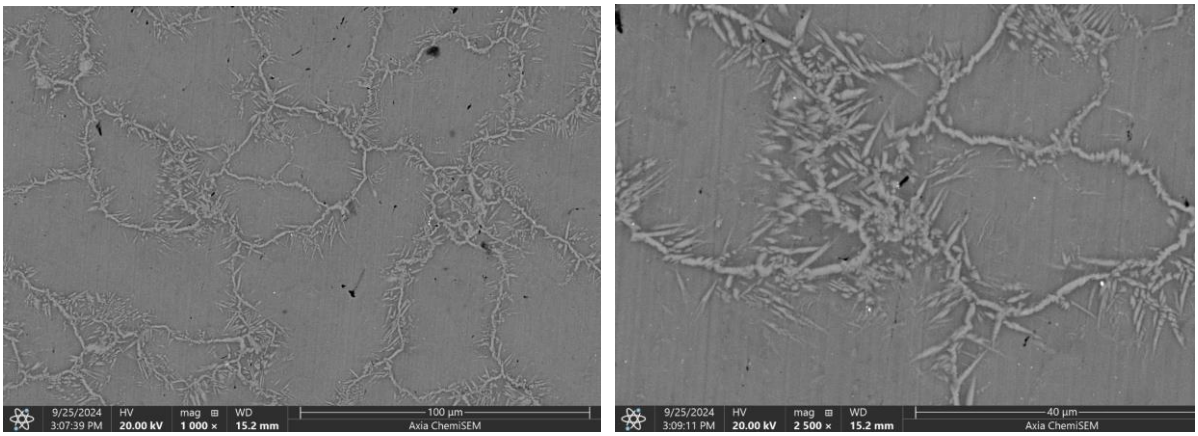


Рисунок 2.5 – СЕМ зображення мікроструктури порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого механічним легуванням протягом 20 год.

На рисунку 2.6 представлено СЕМ зображення мікроструктури спеченого високоентропійного AlCrTiNbV сплаву.

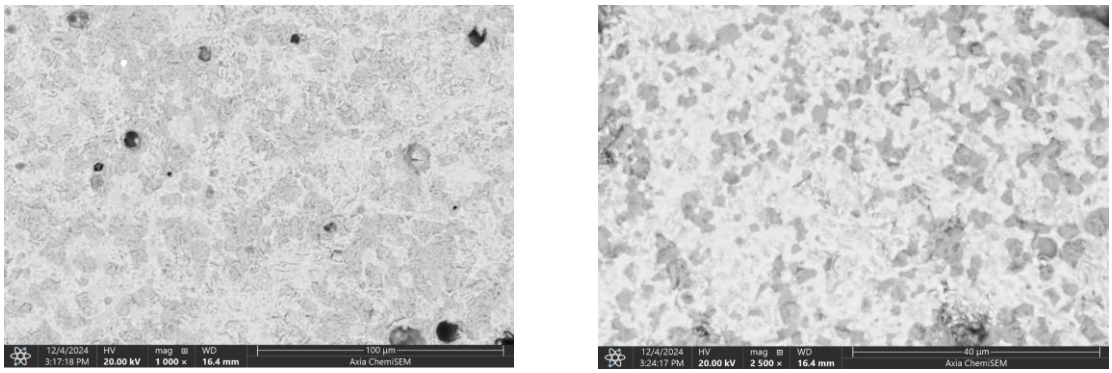


а *б*

а – збільшення х1000; *б* – збільшення х2500

Рисунок 2.6 – СЕМ зображення мікроструктури, спеченого високоентропійного AlCrTiNbV сплаву

На рисунку 2.7 представлено СЕМ зображення мікроструктури спеченого високоентропійного $AlCrTiNbVB_{0,5}$ сплаву.

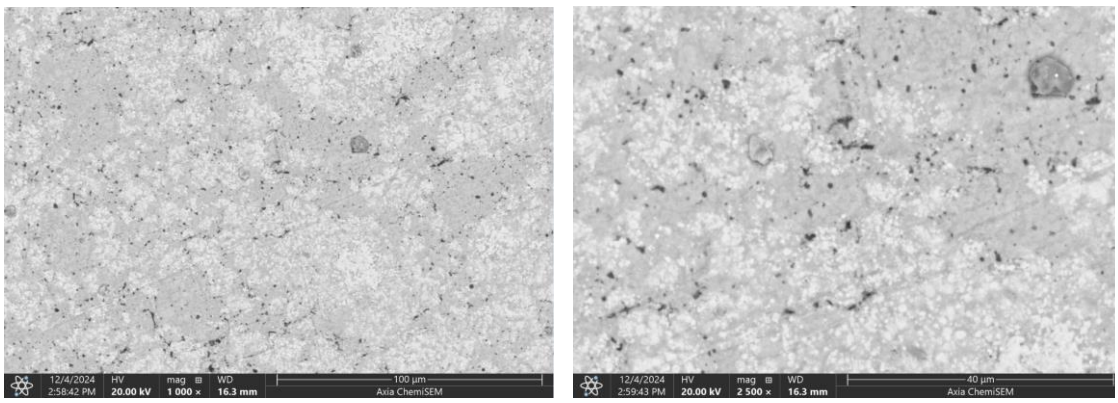


а *б*

а – збільшення х1000; *б* – збільшення х2500

Рисунок 2.7 – СЕМ зображення мікроструктури спеченого високоентропійного $AlCrTiNbVB_{0,5}$ сплаву

На рисунку 2.8 представлено СЕМ зображення мікроструктури спеченого високоентропійного $AlCrTiNbVB_1$ сплаву.

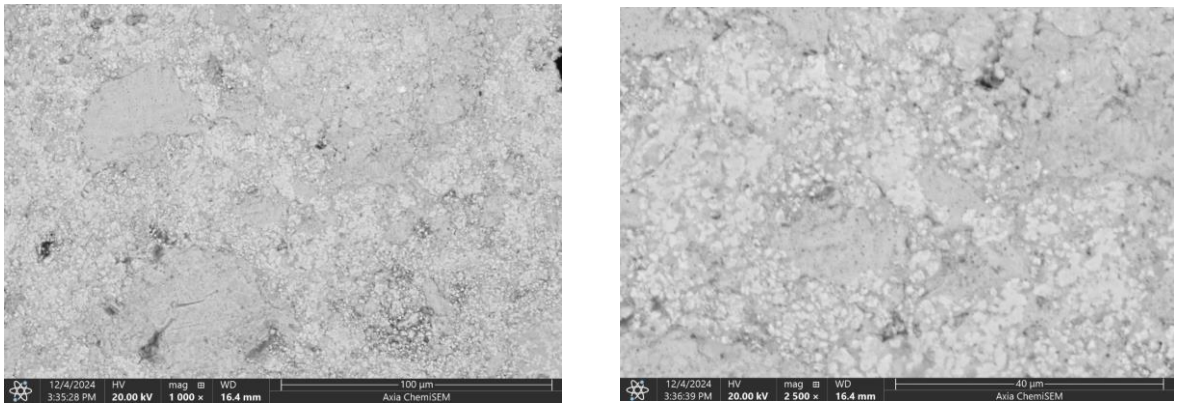


а *б*

а – збільшення х1000; *б* – збільшення х2500

Рисунок 2.8 – СЕМ зображення мікроструктури спеченого високоентропійного $AlCrTiNbVB_1$ сплаву

На рисунку 2.9 представлено СЕМ зображення мікроструктури спеченого високоентропійного $AlCrTiNbVB_{1,5}$ сплаву.

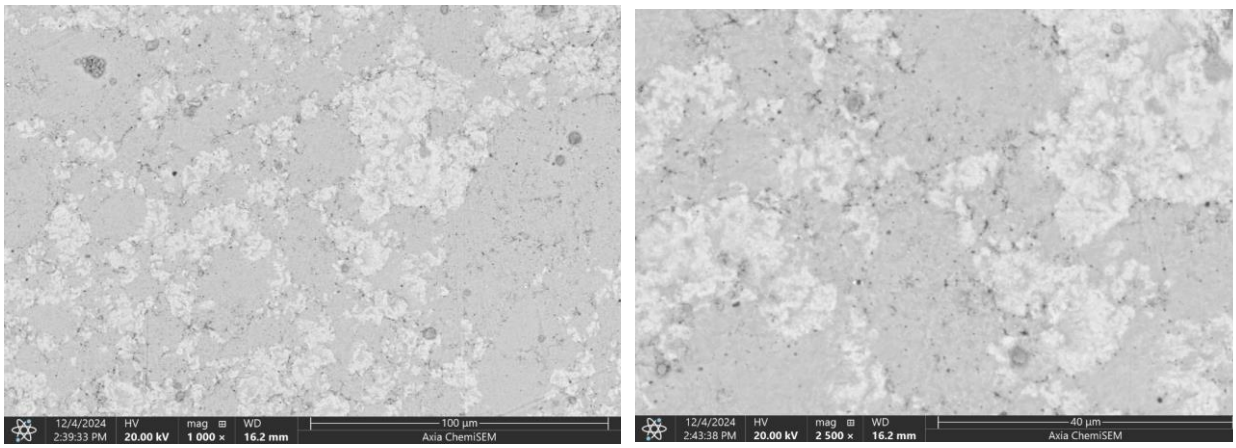


а *б*

а – збільшення х1000; *б* – збільшення х2500

Рисунок 2.9 – СЕМ зображення мікроструктури спеченого високоентропійного $AlCrTiNbVB_{1,5}$ сплаву

На рисунку 2.10 представлено СЕМ зображення мікроструктури спеченого високоентропійного $AlCrTiNbVB_2$ сплаву.



а *б*

а – збільшення х1000; *б* – збільшення х2500

Рисунок 2.10 – СЕМ зображення мікроструктури спеченого високоентропійного $AlCrTiNbVB_2$ сплаву

В таблиці 2.3 представлено значення розподілу елементів порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву в залежності від часу механічного легування.

Таблиця 2.3 – Розподіл елементів порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву після 10 годин, 15 годин та 20 годин механічного легування

Час механічного легування, год	Вміст елементу, ат. %				
	Al	Cr	Ti	Nb	V
10	21,7	19,28	18,29	19,9	14,3
15	23,4	20,1	19,8	18,4	18,2
20	13,2	17,4	16,7	14,2	18,9

Локальний елементарний склад визначали за допомогою енергодисперсійної приставки, якою оснащений сканувальний електронний мікроскоп. Метод роботи енергодисперсійної приставки базується на аналізі енергії емісії її рентгенівського спектру.

За допомогою пучка електронів певної енергії збуджують атоми досліджуваного зразка, які при цьому випромінюють характерне для кожного хімічного елемента рентгенівське випромінювання (характеристичне рентгенівське випромінювання). Досліджуючи енергетичний спектр такого випромінювання, можна робити висновки про якісний та кількісний елементний склад зразка.

У камері мікроскопа створюють високий вакуум (10^{-7} мбар), для усунення взаємодії електронів з молекулами повітря. Для усунення домішок і створення вакууму, камеру додатково обладнують посудиною охолодженою рідким азотом, як для конденсації домішок так і для охолодження детектора аналізу спектру рентгенівського випромінювання.

Аналіз розподілу частинок порошку за розмірами було проведено на лазерному аналізаторі Bettersizer S3 Plus. Цей прилад є лазерним дифракційним аналізатором розміру та форми частинок, оснащений двома високошвидкісними ПЗЗ-камерами (з 0,5-кратним і 10-кратним збільшенням) для отримання зображень досліджуваного порошку.

Під час вимірювання частинки, диспергувані у вибраному середовищі, прокачуються через дві кювети для зразків. У першому короткохвильове лазерне світло (532 нм) освітлює частинки і розсіюється. 96 детекторів виявляють оптичні сигнали в діапазоні кутів від 0,02° до 165°. ПЗЗ-камери безперервно знімають частинки через другу комірку, щоб надати інформацію про форму в діапазоні від 2 мкм до 3500 мкм.

Для опису розподілу частинок за розмірами найбільш широко використовується значення d. Обчислення значень D для розподілу частинок за розмірами залежить від моделювання всіх частинок як сфер. При дослідженні частинок методом лазерної дифракції їх середнім розміром є значення діаметра еквівалентної сфери. Тобто частки моделюються, як сфери еквівалентного об'єму або маси. Щоб охарактеризувати ширину розподілу, в роботі розраховано стандартне відхилення навколо середнього значення або значення діапазону ((d90 – d10)/d50). Чим ширше розподіл, тим більше стандартне відхилення і діапазон. Отримане методом лазерної дифракції значення d (ISO 9276-2) або середній діаметр сфери еквівалентного об'єму вказує на зміну середнього розміру частинок.

На рисунку 2.11 представлено розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 1 год. механічного легування.

Рисунок 2.11 – Розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 1 год. механічного легування

На рисунку 2.12 представлено розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 2 год. механічного легування.

Рисунок 2.12 – Розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 2 год. механічного легування

На рисунку 2.13 представлено розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 5 год. механічного легування.

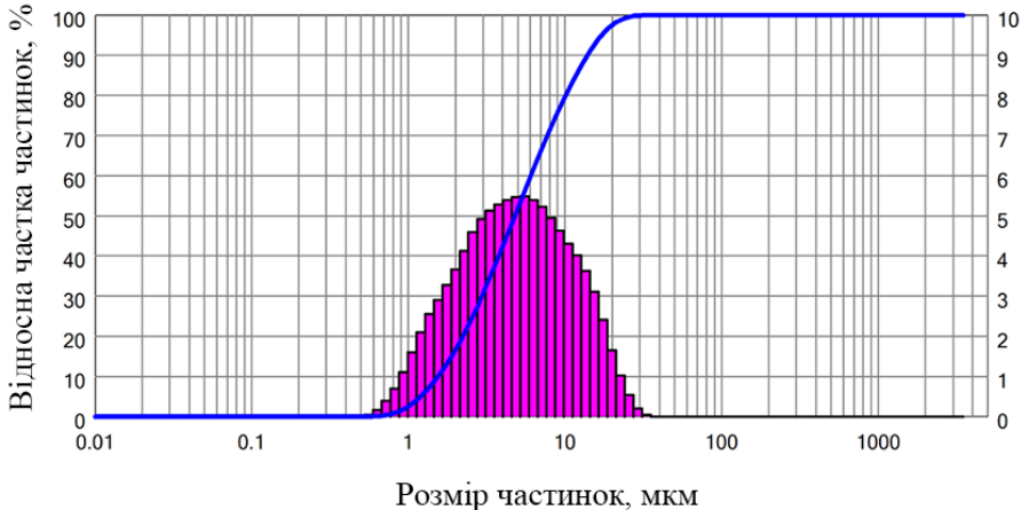


Рисунок 2.13 – Розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 5 год. механічного легування

На рисунку 2.14 представлено розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 10 год механічного легування.

Рисунок 2.14 – Розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 10 год. механічного легування

На рисунку 2.15 представлено розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 15 год. механічного легування.

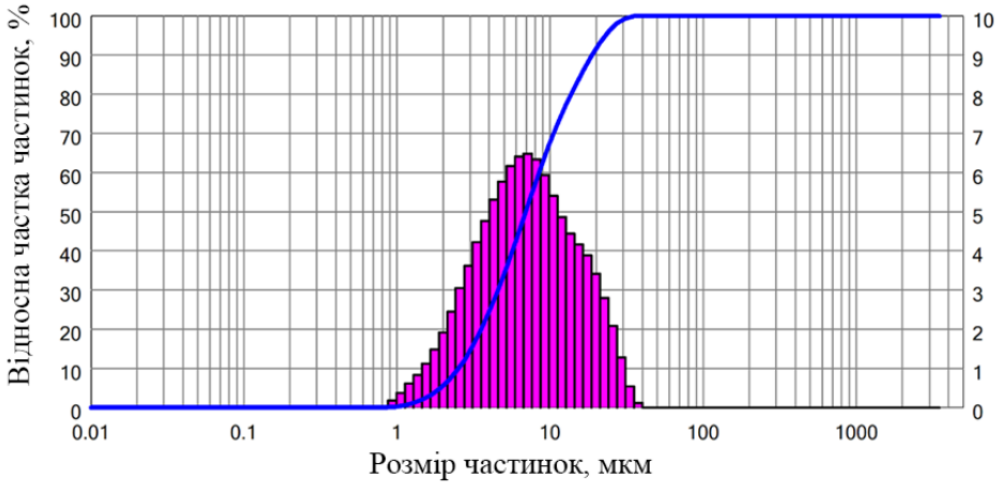


Рисунок 2.15 – Розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 15 год. механічного легування

На рисунку 2.16 представлено розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 20 год. механічного легування.

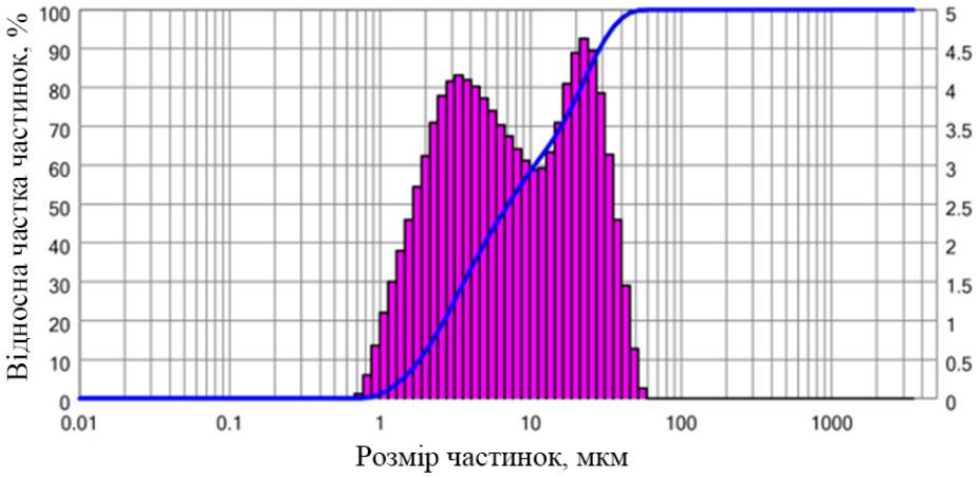
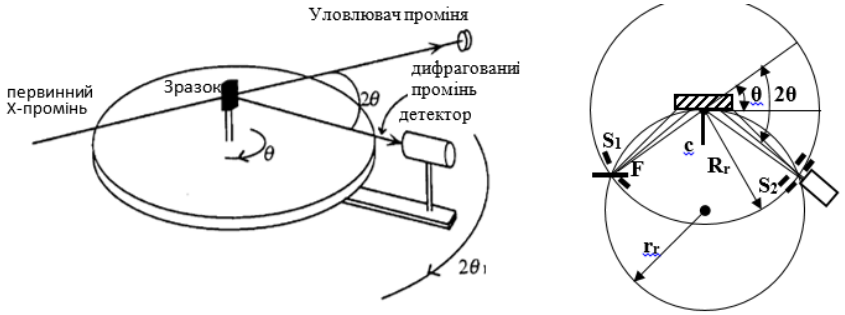


Рисунок 2.16 – Розподіл за розміром частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 20 год. механічного легування

Для аналізу фазового складу зразків використовували рентгенівський дифрактометр Ultima IV, ф. Rigaku. Зйомка дифрактограм виконувалася за такими параметрами: струм 30 мА, висока напруга 30 кВ, використовувалося Cu $K\alpha_1$ випромінювання (λ Cu $K\alpha_1$ = 0,154051 нм), монохроматор – FixedMonochro, та геометрія зйомки за схемою Брегга-Брентано. Обробка дифрактограм здійснювалася за допомогою програми ArtifexGhostscript 8.60, визначались кути відбиття та параметри кристалічної ґратки.

Спрощена схема зйомки за Бреггом-Брентано показана на рисунку 2.17. Для дотримання умов фокусування при автоматичній реєстрації дифракційної картини кутова швидкість обертання лічильника повинна бути вдвічі більше швидкості обертання зразка. Зразок поміщають в утримувач гоніометра (пристрою, призначеного для обертання зразка і лічильника й вимірювання їх кутів повороту) таким чином, щоб його поверхня знаходилася на осі обертання гоніометра. Пучок рентгенівських променів проходить через обмежувальну щілину S_1, відбивається від площини полікристалічного зразка і фокусується на приймальні щілини S_2 лічильника квантів (рис. 2.17 *б*).



а *б*

а – схематичне зображення зйомки на дифрактометрі; *б* – схема фокусування за Бреггом-Брентано

Рисунок 2.17 – Схема зйомки зразка за схемою Брегга-Брентано [77]

На рисунку 2.18 представлено спектри рентгенівської дифракції (дифрактограми) вихідних компонентів та порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого після 15 год. механічного легування.

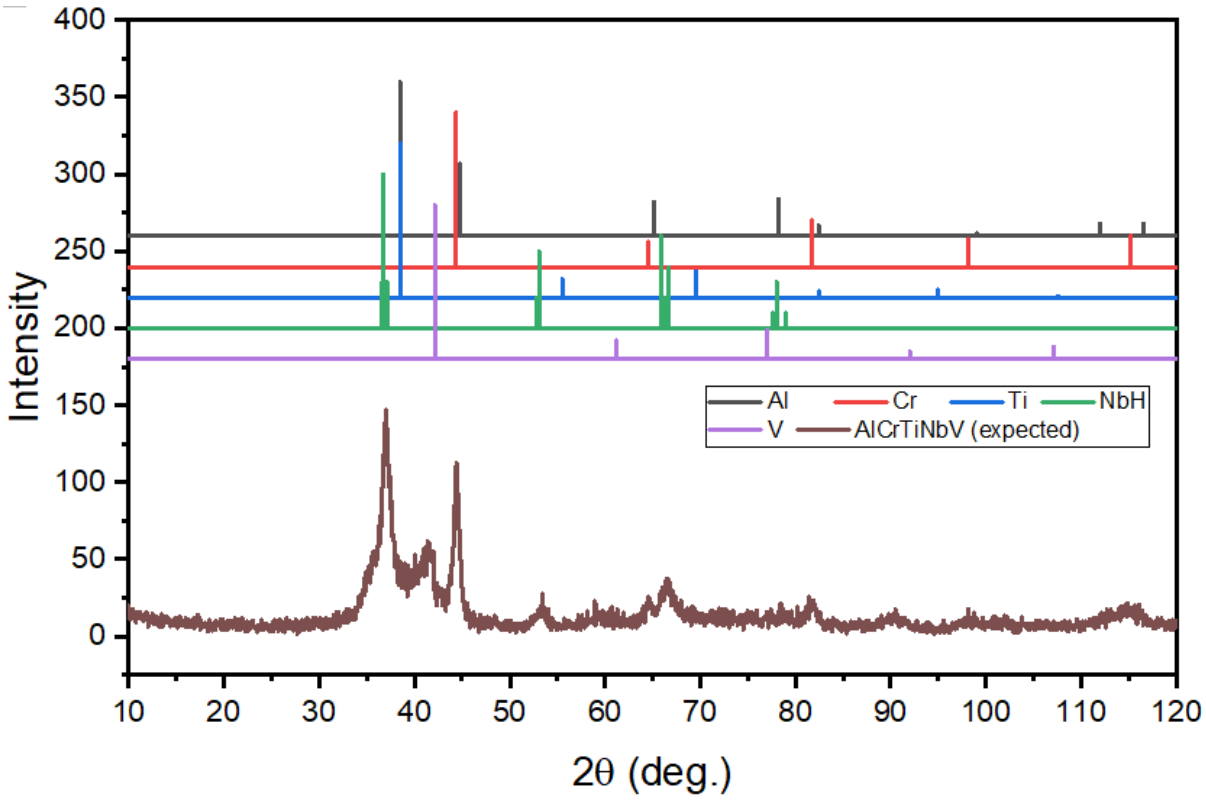


Рисунок 2.18 – Спектри рентгенівської дифракції вихідних компонентів та порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву, отриманого після 15 год. механічного легування

Тип кристалічної ґратки було встановлено за співвідношенням [78] – [80]:

$$\frac{\sin^2\theta_i}{\sin^2\theta_1} = \frac{h_i^2 + k_i^2 + l_i^2}{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2} = \ Q \qquad (2.1)$$

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

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

В таблиці 2.4 представлено розрахунки типу кристалічної гратки твердих розчинів порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву після 15 год. механічного легування суміші вихідних компонентів.

Таблиця 2.4 – Розрахунки типу кристалічної ґратки твердих розчинів порошкового AlCrTiNbV високоентропійного сплаву після 15 год. механічного легування

№ лінії	2θ, град	θ, град	sin θ	$\sin^2\theta$	$\sin^2\theta_i/\sin^2\theta_1$, розрах.	$\sin^2\theta_i/\sin^2\theta_1$, теоретич.	Тип гратки
1	37,0464	18,523	0,3177	0,10093	1	1	ОЦК1 (110)β1
2	44,4	22,2	0,377	0,142	1	1	ОЦК2 (110)β2
3	53,44	26,72	0,449	0,201	1,9916	2	ОЦК1 (200)β1
4	64,777	32,389	0,5357	0,2869	2,02	2	ОЦК2 (200)β2
5	66,455	33,233	0,548	0,3003	2,9758	3	ОЦК1 (211)β1

Продовження таблиці 2.4

1	2	3	4	5	6	7	8
6	78,48	39,24	0,632	0,400	3,963	4	ОЦК1 (220)β1
7	82,0324	41,016	0,6563	0,43207	3,033	3	ОЦК2 (211)β2
8	90,5228	45,261	0,7103	0,5045	4,9991	5	ОЦК1 (310)β1
9	98,5246	49,2623	0,7577	0,5741	4,043	4	ОЦК2 (220)β2
10	101,92	50,96	0,776	0,602	5,965	6	ОЦК1 (222)β1
11	114,8	57,4	0,8425	0,7097	7,0318	7	ОЦК1 (321)β1
12	114,88	57,44	0,82428	0,71036	5,0025	5	ОЦК2 (310)β2

2.3 Визначення твердості та в’язкості руйнування

Визначення мікротвердості HV спечених зразків було виконано за методом Віккерса використовуючи пристрій MHV-1000 з навантаженням 9,8 Н з витримкою 10 с.

Основний принцип методу полягає в наступному: в поліровану поверхню зразка вдавлюється зазвичай алмазний індентор у формі чотиригранної піраміди під певним навантаженням протягом заданого часу. Після зняття навантаження залишається відбиток. На основі виміру діагоналей цього відбитка, і їх середнього значення обчислюється мікротвердість.

Розрахунок твердості за Віккерсом визначається як відношення навантаження, що прикладається до індентора, до площі бокової поверхні відбитка індентора і розраховується за формулою [81] – [82]:

$$HV = \frac{2F \sin \gamma_1}{d^2} \cdot 10^{-3} = 1{,}8544 \cdot \frac{F}{d^2} \cdot 10^{-3}, \quad (2.2)$$

де $2\gamma_1$ – кут протилежних граней пірамідки Віккерса (що становить 136° ± 0,5°);

F – навантаження, яке прикладають до індентора, кг або у Н;

d – довжина діагоналі відбитку, виміряна в міліметрах, визначається як середнє арифметичне значення довжин двох діагоналей індентора d_1 d_2.

Середньо квадратичне відхилення випадкової похибки результатів вимірювання твердості визначають за формулою [81] – [82]:

$$\pm\sigma = \sqrt{\frac{\sum(HV_c - HV_n)^2}{(n-1)}}, \quad (2.3)$$

де HV_c – середнє арифметичне значень твердості;

HV_n – значення твердості n-ого вимірювання;

n – кількість вимірювань.

Додатково було визначено в’язкість руйнування (тріщиностійкість) спечених композитів. В’язкість руйнування – це здатність матеріалу протистояти утворенню і розповсюдженню тріщин під впливом внутрішніх або зовнішніх напружень. В’язкість руйнування матеріалу визначали за величиною критичного коефіцієнту інтенсивності напружень K_{IC}, який

розрахували за довжиною тріщин після індентування пірамідою Віккерсом за навантаження 196,1 Н за формулою [82]:

$$K_{IC} = 0{,}0028\sqrt{HV}\sqrt{\frac{P}{T}}, \tag{2.5}$$

де Р – навантаження на індентор (стандартно 30 кг);

T – загальна довжина тріщин, у мм.

В таблиці 2.5 представлено значення властивостей спечених зразків, залежно від додавання бору у високоентропійний AlCrTiNbV сплав.

Густину композитів визначали за формулою [83]:

$$\rho = \frac{m}{V}, \tag{2.6}$$

де m – маса матеріалу;

V – об’єм матеріалу.

Відносну щільність композитів визначали за формулою:

$$\rho_{\text{відносне}} = \frac{\rho_{\text{мат.}}}{\rho_{\text{стандартне}}}, \tag{2.7}$$

де $\rho_{\text{мат.}}$ – щільність матеріалу, що випробовується;

$\rho_{\text{стандартне}}$ – щільність речовини, прийнятої за стандартну (наприклад вода).

Таблиця 2.5 – Вплив додавання бору до високоентропійного AlCrTiNbV сплаву на механічні властивості композиційного сплаву

Властивості	Вміст B, моль				
	0	0,5	1	1,5	2
Твердість HV композиту, ГПа	7,89 ± 0,44	11,83 ± 0,54	16,69 ± 0,36	20,79 ± 0,58	14,58 ± 0,29
Тріщиностійкість K_{IC} композиту, МПа·м$^{1/2}$	9,1 ± 0,3	8,0 ± 0,2	13,0 ± 0,4	14,0 ± 0,4	12,6 ± 0,3
Теоретична густина, г/см^3	5,77	5,59	5,46	5,32	5,20

3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Формування структури та фазового складу AlCrTiNbV сплаву під час механічного легування

На рисунку 3.1 представлено спектри рентгенівської дифракції вихідних компонентів та порошку AlCrTiNbV ВЕС після 1 год., 2 год., 5 год., 10 год., 15 год., 20 год. механічного легування (МЛ).

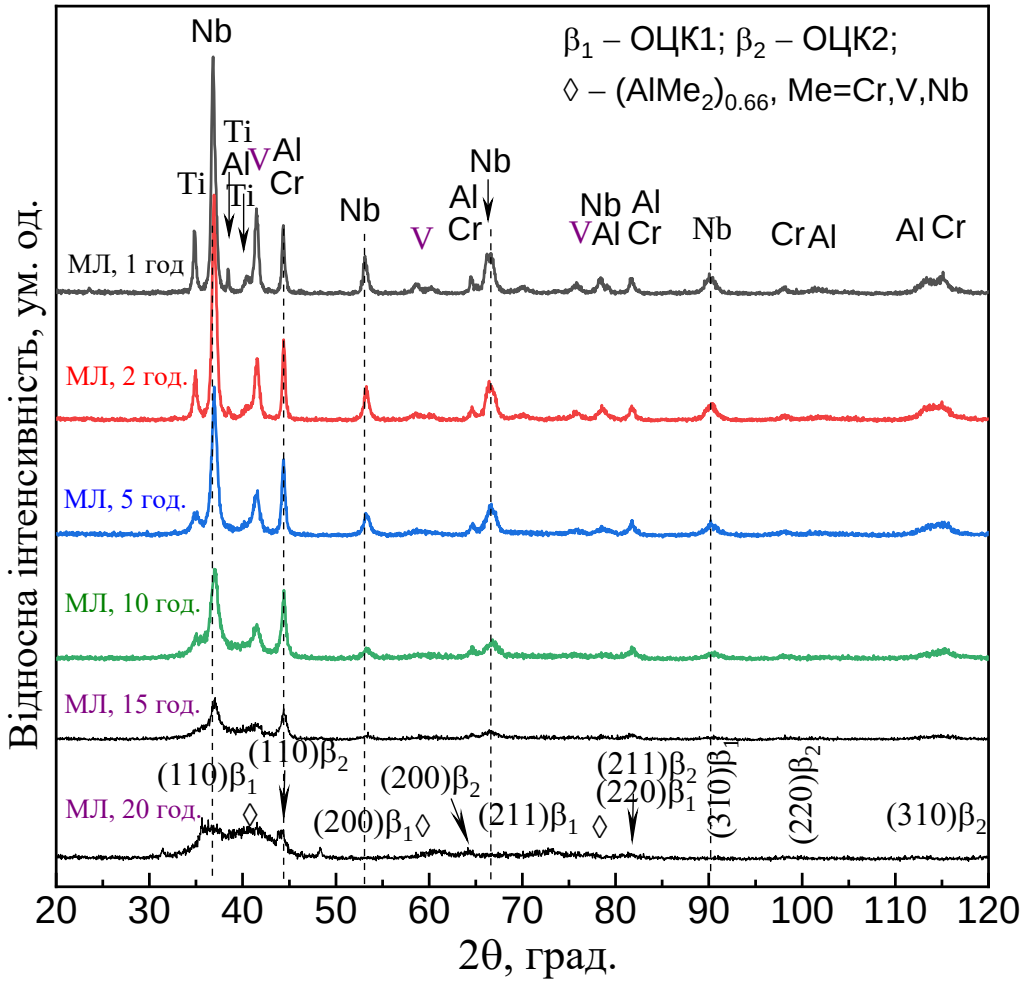


Рисунок 3.1 – Спектри рентгенівської дифракції вихідних компонентів та порошку AlCrTiNbV після 1 год.; 2 год.; 5 год.; 10 год.; 15 год.; 20 год. механічного легування

Протягом процесу МЛ з порошків вихідних компонентів формується високоентропійний сплав (ВЕС), який складається з двох твердих розчинів

заміщення (β_1- та β_2-фаз) з об'ємноцентрованою кубічною (ОЦК) структурою та різними періодами кристалічної ґратки. Дифракційні максимуми твердих розчинів (β_1- та β_2-фази) мають низьку інтенсивність та суттєве розширення, що вказує на наноструктурний стан матеріалу [84], спотворення кристалічної ґратки та мікронапруження високого рівня внаслідок інтенсивної пластичної деформації під час процесу МЛ, а також через взаємне розчинення різнорозмірних елементів заміщення у спільній ґратці [85, 86].

На дифрактограмі можна виділити основні фази: β_1 та β_2, обидві з ОЦК структурою. Дифракційні максимуми, позначені як β_1-фаза, відповідають одному з ОЦК твердому розчину на основі ніобію і параметром решітки, а максимуми β_2-фази – це інший ОЦК твердий розчин на основі хрому з відмінним параметром решітки. Виявлені системи дифракційних ліній, що відповідають β_1 та β_2 фазам, свідчать про наявність двох різних твердих розчинів з ОЦК структурою та різними параметрами кристалічної решітки в матеріалі, сформованих під час МЛ.

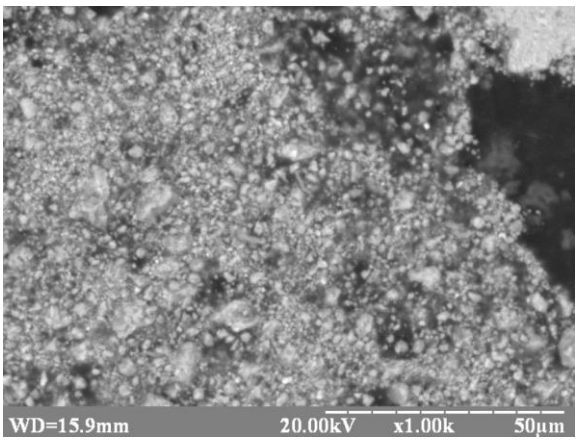
Після 20 год. МЛ сплав знаходиться в наноструктурному стані, про що свідчить низька інтенсивність та значне розширення дифракційних максимумів, які на кутах 2θ більше 60º майже не виявляються. Значне розмиття та зниження інтенсивності дифракційних ліній твердих розчинів свідчить про спотворення їх кристалічних ґраток внаслідок розчинення різнорозмірних елементів у спільній ґратці [85, 86]., а також збільшення внутрішніх мікронапружень і значне подрібнення структури внаслідок інтенсивної пластичної деформації під час МЛ [87], [88], [39]. Низька інтенсивність та сильне розмиття дифракційних ліній є невід'ємною ознакою формування твердих розчинів з наноструктурою.

Дифракційні максимуми незначної інтенсивності, що належать складної інтерметалічної $(AlMe_2)_{0,66}$ (де Me = Cr, V, Nb) фазі, також присутні в спектрі, що вказує на формування додаткових фаз під час механічного легування. Поява цих піків свідчить про складну фазову взаємодію компонентів сплаву, з утворенням як основних, так і вторинних фаз. Виходячи зі співвідношення

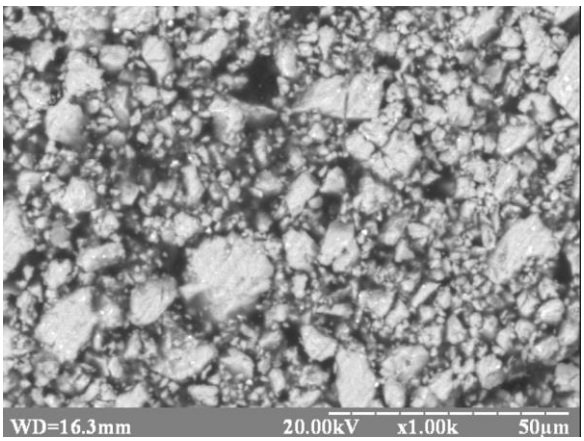
інтенсивностей дифракційних ліній кількість інтерметалічних фаз у сплаві є незначною.

Таким чином, результати рентгенівської дифракції підтверджують утворення високоентропійного сплаву переважно з ОЦК структурою, а також наявність незначної кількості додаткових інтерметалічних фаз, що виникли під час процесу механічного легування.

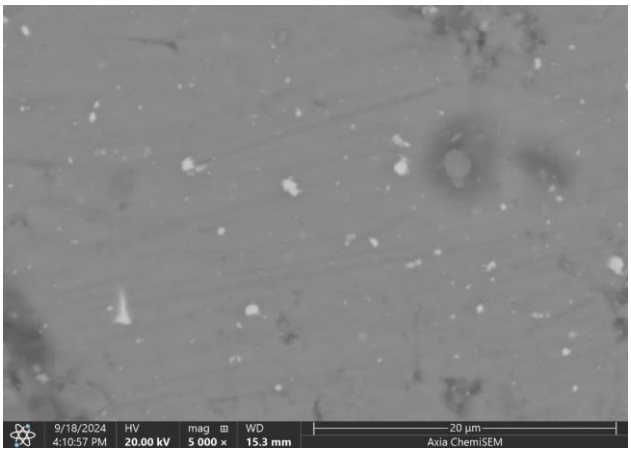
На рисунку 3.2 представлено мікроструктуру частинок порошку AlCrTiNbV високоентропійного сплаву після 10 год. 15 год. та 20 годин механічного легування відповідно, зі збільшенням х1000 (*а, б*) та збільшенням х5000 (*в*)



а



б



в

а – 10 год.; *б* – 15 год.; *в* – 20 год.

Рисунок 3.2 – СЕМ зображення мікроструктури частинок порошку AlCrTiNbV високоентропійного сплаву з різним часом механічного легування

Як видно на рисунку 3.2а після МЛ протягом 10 год., частинки мають переважно неправильну форму. Це вказує на те, що під час механічного легування формуються частинки нерівної геометрії, що є типовим для тривалого механічного оброблення. Можна помітити різні розміри частинок. Присутні як великі, так і середні та дрібні частинки. Великі частинки мають розмір приблизно від 20 мкм до 50 мкм, тоді як розміри менших частинок можуть бути в межах 10-20 мкм. Великі чорні області на СЕМ зображенні мікроструктури є частинами бакеліту, що використовується для підготовки зразків. На мікроструктурі порошку після МЛ протягом 15 год. (рис. 3.2б) видно, що частинки в основному мають неправильну форму. Порошок складається з частинок різних розмірів, як дрібних і середніх, так і великих. Можна помітити, що середній розмір частинок збільшився порівняно з їх розміром після 10 год. механічного легування. На мікроструктурі порошкового сплаву після МЛ протягом 20 год. (рис. 3.2в) видно, що розміри частинок у межах мікроструктури є переважно дрібними, із середнім діаметром, що не перевищує 5-10 мкм. Також видно неоднорідності та окремі агломерати, які сформувалися під час механічного легування. Великі темні області, як і раніше, представлені бакелітом, що використовується для підготовки зразків.

В таблиці 3.1 представлено значення розподілу розмірів частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V після 1 год., 2 год., 5 год., 10 год., 15 год. та 20 год. механічного легування.

Аналізуючи дані таблиці 3.1 можна помітити, що зі збільшенням часу механічного легування від 1 год., до 20 год. відбувається зменшення розмірів частинок суміші порошків, викликане активним подрібненням частинок в ході самого процесу. Розмір частинок після двох годин (d50 = 5,23 мкм, d90 = 18,87 мкм) механічного легування суттєво зменшується в порівнянні із розміром частинок (d50 = 15,20 мкм, d90 = 45,80 мкм) після однієї години МЛ. Ця тенденція простежується аж до 10 годин механічного легування. Після 15 год. механічного легування є помітне збільшення розмірів частинок (d50 = 6,95

мкм, d90 = 18,78 мкм), що обумовлене формуванням агломератів, та механізмом так званого «холодного зварювання», під час якого частинки порошку «налипають» одна на одну, тобто відбувається процес легування, що й призводить до збільшення розміру частинок порошку.

Таблиця 3.1 – Розподіл за розмірами частинок суміші порошків системи Al-Cr-Ti-Nb-V від часу механічного легування

Час механічного легування, год.	Розмір частинок				
	d10*, мкм	d50**, мкм	d90***, мкм	Стандартне відхилення	Середній розмір d, мкм
1	2,21	15,20	45,80	2,87	23,24
2	1,71	5,23	18,87	3,28	9,02
5	1,54	4,81	13,92	2,57	7,33
10	1,35	4,16	15,00	3,28	7,21
15	2,53	6,95	18,78	2,34	10,19
20	1,83	7,1	28,65	3,77	13,49

* d10 – діаметр, який визначає межу, нижче якої знаходиться 10% частинок

** d50 – діаметр, який визначає межу, нижче якої знаходиться 50% частинок (середній діаметр частинок)

*** d90 – діаметр, який визначає межу, нижче якої знаходиться 90% частинок

3.2 Структура та фазовий склад спечених високоентропійних AlCrTiNbVBx сплавів з різним вмістом бору

На рисунку 3.3 представлено спектри рентгенівської дифракції спечених зразків високоентропійних $AlCrTiNbVB_x$ сплавів з вмістом бору 0 моль, 0,5 моль, 1 моль, 1,5 моль, 2 моль.

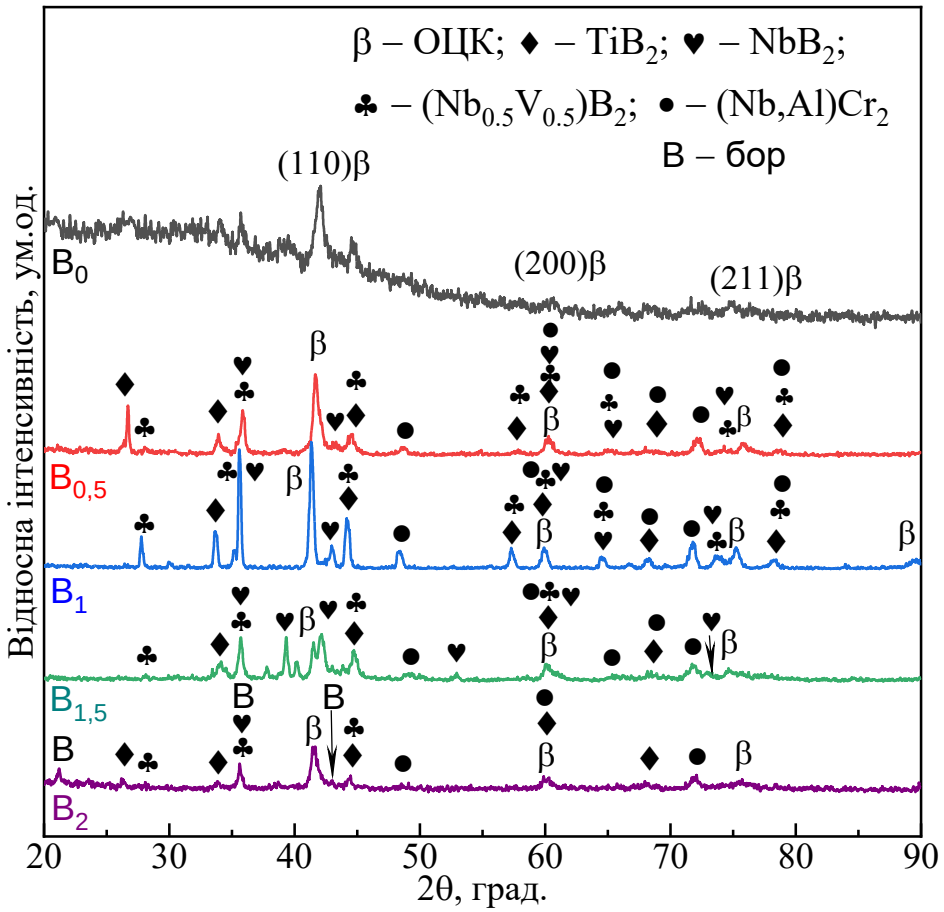


Рисунок 3.3 – Спектри рентгенівської дифракції спечених зразків високоентропійних сплавів $AlCrTiNbVB_x$ (x = 0 моль, 0,5 моль, 1 моль, 1,5 моль, 2 моль)

На рисунку 3.3 видно, що основною фазою у всіх зразках є β фаза (ОЦК твердий розчин), характерні піки якої чітко ідентифіковані на всіх дифрактограмах. Проте зі збільшенням вмісту бору спостерігається поступове зменшення інтенсивності піків β фази, що свідчить про наявність інших фаз, які утворюються під час електронно-променевого спікання внаслідок in-situ реакцій вазаімодії бору з металевими атомами ВЕС через значні негативні значення ентальпії змішування бору з металевими елементами ВЕС, особливо такими як Ti, Nb, Cr (див. табл. 2.1).

При вмісті бору 0,5 моль зберігається чітка присутність β фази, а також виявляються піки, які належать фазам TiB_2 і NbB_2 та незначна кількість складних $(Nb_{0,5}V_{0,5})B_2$ диборидів та інтерметалідної фази. Ці фази

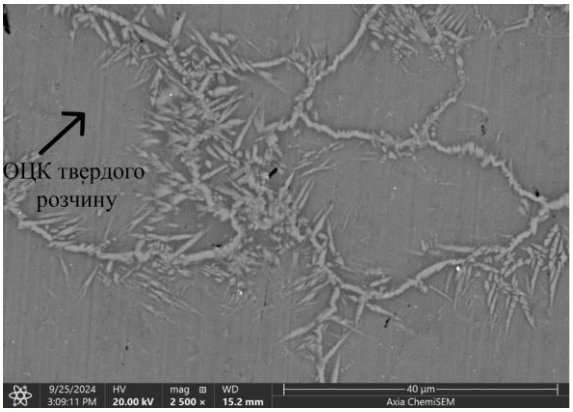
утворюються в результаті реакції між бором і відповідними металами (титану та ніобію), що підтверджується їхньою високою термодинамічною стабільністю. У зразках із вмістом бору 1 моль якісний фазовий склад залишається майже тим самим, але відбувається збільшення вмісту складного $(Nb_{0,5}V_{0,5})B_2$ дибориду та інтерметаліду $(Nb,Al)Cr_2$, про що свідчить зростання інтенсивности дифракційних ліній, що відповідають цим фазам, при цьому інтенсивність ліній TiB_2 фази зменшується.

Зі збільшенням вмісту бору до 1,5 моля інтенсивність ліній дибориду ніобію NbB_2 помітно зростає, що вказує на збільшення його кількості, натомість інтенсивність ліній складного $(Nb_{0,5}V_{0,5})B_2$ дибориду та інтерметалічної фази зменшується.

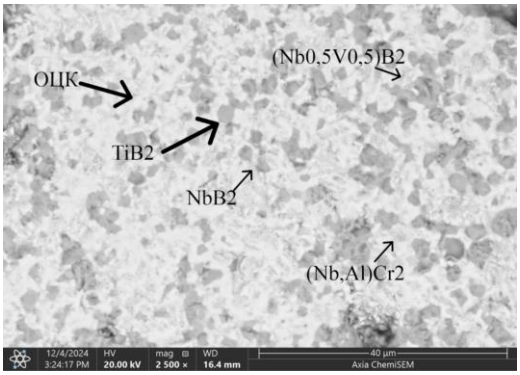
Після додавання бору у кількості 2 моля у дифракційному спектрі з’являються лінії залишкового елементарного бору, що не розчинився в решітці ОЦК твердого розчину та не провзаємодіяв з металевими елементами ВЕС з утворенням боридів, також спостерігаються більш виразні лінії ОЦК твердого розчину та значне зменшення інтенсивності ліній дибориду ніобію NbB_2 і деякі його лінії зовсім не виявляються, що відповідає зменшенню його кількості у сплаві, що є результатом перерозподілу елементів під час ЕПС у зв'язку з надлишком бору.

Таким чином, зі збільшенням вмісту бору в складі сплаву $AlCrTiNbVB_x$ відбувається формування складного фазового складу з різною концентрацією боридів TiB_2, NbB_2 і $(Nb_{0,5}V_{0,5})B_2$, а також інтерметалідної фази $(Nb,Al)Cr_2$.

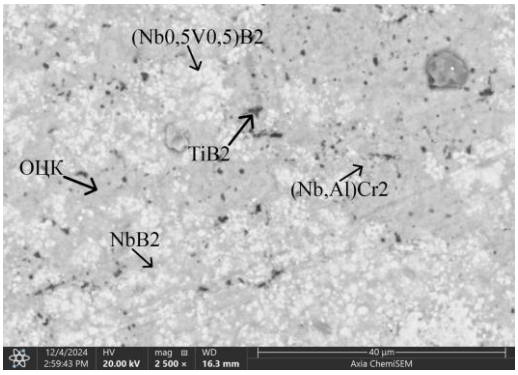
На рисунку 3.4 представлено СЕМ зображення мікроструктури спечених високоентропійних AlCrTiNbV сплавів з різним вмістом бору. Мікроструктура високоентропійних $AlCrTiNbVB_x$ сплавів демонструють зміни залежно від вмісту бору (рис. 3.4). За незначного додавання бору (0,5 моль) мікроструктура характеризується відносною однорідністю з дрібнозернистими ділянками та чітко визначеними межами зерен.



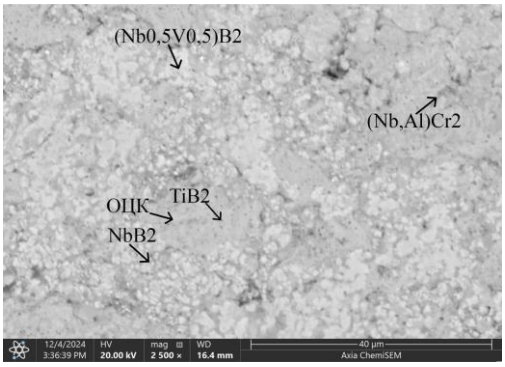
а



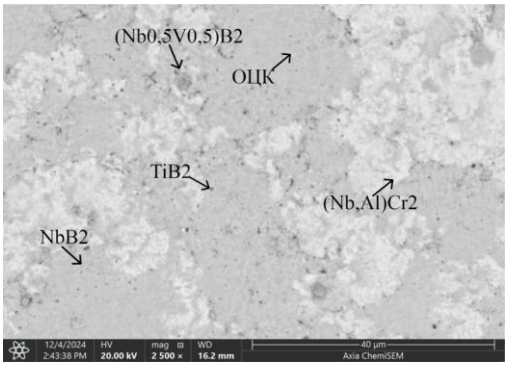
б



в



г



д

а – 0 моль бору; *б* – 0,5 моль; *в* – 1 моль; *г* – 1,5 моль; *д* – 2 моль

Рисунок 3.4 – СЕМ зображення мікроструктури високоентропійних $AlCrTiNbVB_x$ сплавів з різним вмістом бору

За вмісту 1 моль бору зерна стають меншими, що може сприяти зростанню твердості, спричинену формуванням боридних фаз та зменшенням розміру зерен. Утворення дрібнозернистої мікроструктури сплав досягає при додаванні 1,5 молях бору, водночас, за подальшого збільшення вмісту бору до

2 молей спостерігається зростання неоднорідності розподілу фаз, що може бути результатом перенасичення системи бором і часткового виділення фаз із надлишком цього елемента.

Темніші ділянки на зображеннях відповідають легшим елементам, таким як алюміній, який концентрується у відповідних зонах. Світліші області пов’язані з важчими елементами, такими як ніобій, титан чи ванадій, які мають більшу атомну масу. Ці контрастні області підтверджують присутність фаз із різним хімічним складом, формування яких обумовлено додаванням бору.

3.3 Вплив бору на механічні властивості високоентропійного AlCrTiNbV сплаву

На рисунку 3.5 представлена зміна мікротвердості за Віккерсом, спеченого високоентропійного AlCrTiNbV сплаву від вмісту бору.

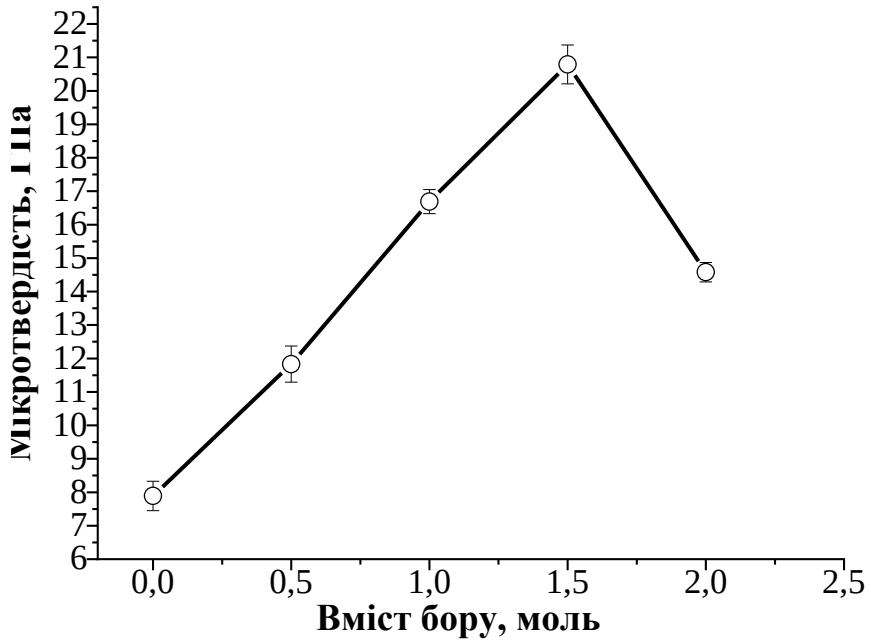


Рисунок 3.5 – Зміна мікротвердості за Віккерсом високоентропійного AlCrTiNbV сплаву в залежності від вмісту бору

Зі збільшенням вмісту бору у високоентропійних $AlCrTiNbVB_x$ сплавах спостерігається суттєве підвищення значень їх мікротвердості. Так, для спеченого високоентропійного AlCrTiNbV сплаву, без додавання бору, значення твердості дорівнює 7,89 ± 0,44 ГПа, а при вмісті бору 0,5 моль значення твердості становить 11,83 ± 0,54 ГПа. Зріст значення мікротвердості спостерігається до вмісту бору 1,5 моль і дорівнює 20,79 ± 0,58 ГПа, після чого спадає з підвищенням його вмісту до 2 моль та становить 14,58 ± 0,29 ГПа. Зменшення твердості $AlCrTiNbVB_2$ сплаву пов'язане з наявністю надлишкового вільного бору у складі сплаву. Зростання значення мікротвердості з додаванням бору можна пояснити твердорозчинним зміцненням атомами проникнення [66], оскільки бор, завдяки своєму малому атомному радіусу, займає міжвузлові позиції в кристалічній решітці сплаву, спричиняючи локальні деформації решітки та підвищуючи щільність дислокацій. Це ускладнює рух дислокацій, що сприяє підвищенню твердості матеріалу. Також, бор може діяти як інгібітор зростання зерен [65], зменшуючи їхній розмір. Відповідно до закону Холла-Петча менший розмір зерен підвищуючи кількість меж зерен, що перешкоджає руху дислокацій. Бориди діють як бар'єри для руху дислокацій, що спричиняє зміцнення [67].

На рисунку 3.6 представлена зміна параметру в'язкості руйнування K_{1C}, визначеного методом індентування, спечених високоентропійних $AlCrTiNbVB_x$ сплавів від вмісту бору.

Графік залежності в'язкості руйнування для високоентропійного сплаву AlCrTiNbV від вмісту бору демонструє нелінійний характер, що може бути пов'язано зі складними мікроструктурними змінами в матеріалі. При вмісті бору 0,5 моль, можна спостерігати, що параметр в'язкості руйнуваня знизився з 9,1 ± 0,3 МПа·м$^{1/2}$, при відсутності бору у високоентропійному сплаві, до 8,0 ± 0,2 МПа·м$^{1/2}$. Це пояснюється тим, що в матеріалі починають утворюватися тверді боридні фази [64], які, незважаючи на їхню високу твердість, є досить крихкими. Нерівномірний розподіл цих фаз у структурі та

можливе їхнє скупчення призводять до концентрації напружень, що сприяє поширенню тріщин.

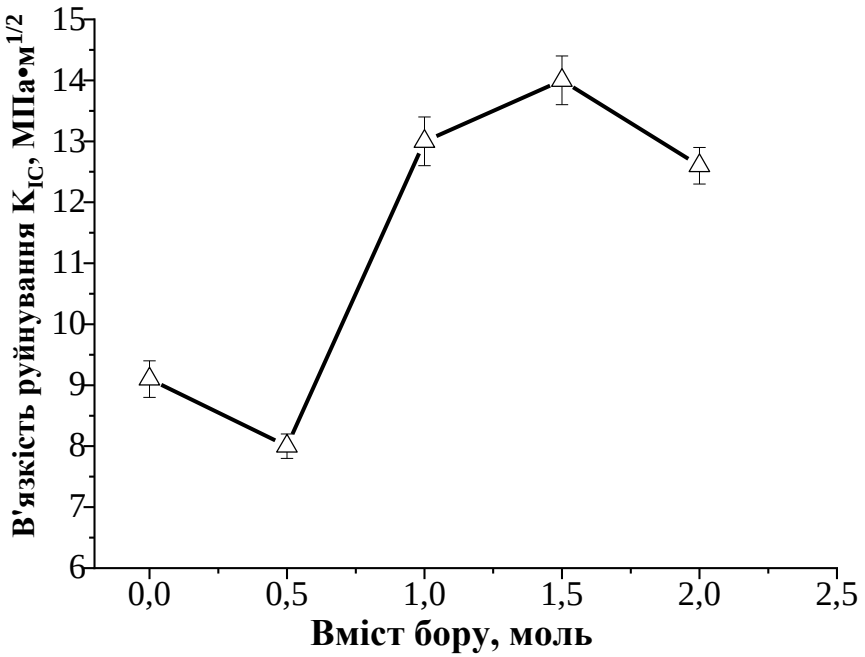


Рисунок 3.6 – Зміна значень критерію в’язкості руйнування K_{1C} спеченого високоентропійного сплаву $AlCrTiNbVB_x$ від вмісту бору

На рисунку 3.6 видно, що при подальшому збільшенню вмісту бору до 1 моль та 1,5 моль, параметр в’язкості руйнування зростає та 14,0 ± 0,4 МПа·м$^{1/2}$ відповідно. Зростання параметру в’язкості руйнування можна пояснити тим, що відбувається більш рівномірний розподіл боридних фаз, що сприяють блокуванню руху дислокацій та можуть зменшити концентрацію напружень. При подальшому збільшенні вмісту бору до 2 моль параметр в’язкості на руйнування зменшується та приймає значення 12,6 ± 0,3 МПа·м$^{1/2}$. Причиною зменшення параметру K_{1C} може бути як наявність залишкового вільного бору, так і формування надмірної кількісті боридних фаз, що може призводити до їх скупчення та відповідно концентрації напружень.

При цьому слід відзначити, що отримані в роботі результати показують що додавання бору в кількості 0,5–2 моля не призводить до значного окрихчування сплавів, про що свідчить досить високі значення критерію

в’язкості руйнування K_{1C} 8–14 МПа·м$^{1/2}$. Наявність дисперсних частинок бориднiх фаз є бар’єрами на шляху розвитку тріщин та збільшує енергетичні витрати на їх просування.

На рисунку 3.7 наведено порівняння $AlCrTiNbVB_x$ високоентропійних сплавів з ВЕС іншого елементарного складу, за мікротвердості.

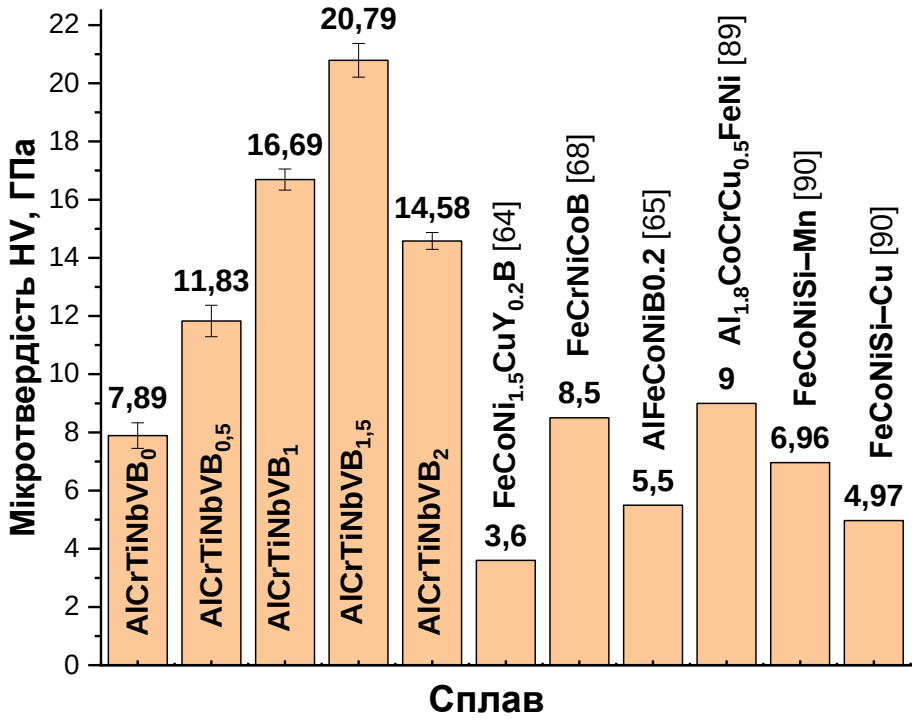


Рисунок 3.7 –Порівняння мікротвердості $AlCrTiNbVB_x$ високоентропійних сплавів зі сплавами іншого елементарного складу [64], [65], [68], [89] – [93]

На рисунку 3.8 наведено порівняння $AlCrTiNbVB_x$ високоентропійних сплавів з ВЕС іншого елементарного складу, за критерієм в’язкості руйнування K_{1C}.

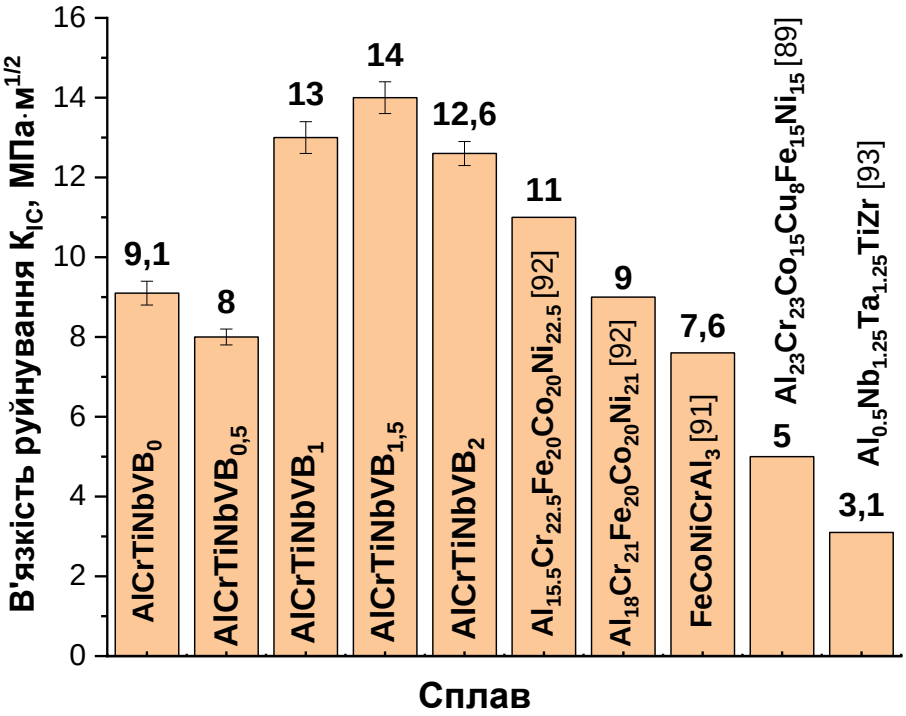


Рисунок 3.8 – Порівняння критерію в’язкості на руйнування $AlCrTiNbVB_x$ високоентропійних сплавів зі сплавами іншого елементарного складу [64], [65], [68], [89] – [93]

Таким чином, $AlCrTiNbVB_x$ сплави, отримані швидкісним електронно-променевим спіканням, володіють високими значеннями як твердості, так і в’язкості руйнування. Для порівняння (рис. 3.7, 3.8), ВЕС іншого елементарного складу ($Al_{15.5}Cr_{22.5}Fe_{20}Co_{20}Ni_{22.5}$, $Al_{18}Cr_{21}Fe_{20}Co_{20}Ni_{21}$, $FeCoNiCrAl_3$, $Al_{23}Cr_{23}Co_{15}Cu_8Fe_{15}Ni_{15}$, $Al_{0.5}Nb_{1.25}Ta_{1.25}TiZr$, $FeCoNi_{1.5}CuY_{0.2}B$, FeCrNiCoB, AlFeCoNiB0.2, $Al_{1.8}CoCrCu_{0.5}FeNi$, FeCoNiSi–Mn, FeCoNiSi–Cu), отримані за іншими технологіями, демонструють нижчі значення як твердості, так і в’язкості руйнування [64], [65], [68], [89] – [93].

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

У даному розділі розглядаються питання охорони праці та безпеки під час проведення досліджень, пов'язаних із вивченням впливу бору на високоентропійний AlCrTiNbV сплав. Виконання експериментальних робіт передбачає аналіз можливих шкідливих і небезпечних факторів, таких як робота з хімічними речовинами, підвищені температури під час термічної обробки та застосування електротехнічного обладнання, що може призвести до ризиків травмування, ураження струмом, опіків чи подразнення.

Метою цього розділу є визначення умов для забезпечення безпечної роботи на кожному етапі досліджень, включаючи підготовку та змішування матеріалів, термічну обробку та аналіз отриманих результатів. Також розглядаються заходи, спрямовані на запобігання виробничим травмам і професійним захворюванням, а також на створення безпечних умов праці відповідно до чинних норм і стандартів [94] – [95].

4.1 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів

При виконані даної роботи основними процесами, що несуть в собі потенційну небезпеку є:

- дозування та змішення порошків методом механічного легування;
- пресування заготовок;
- сушка зразків;
- спікання зразків;
- механічна обробка.

Дозування та змішування порошків, які використовуються для механічного легування, є джерелом запиленості, оскільки дрібнодисперсні частинки порошків легко осідають на будь-яких поверхнях і можуть потрапляти в повітря. Гранично допустимим значенням [96] концентрації ураження дрібнозернистими частинками порошку є 4 мг/м^3. Потрапляння

такого пилу на шкіру, слизові оболонки чи в органи дихання може спричинити подразнення або навіть розвиток захворювань, таких як пиловий бронхіт чи алергічні реакції. Для мінімізації ризиків під час цього процесу використовуються індивідуальні засоби захисту:

– ефективну місцеву вентиляцію, яка видаляє забруднене повітря із зони проведення робіт;

– засоби індивідуального захисту, такі як респіратори, захисні окуляри, рукавички та спеціальний одяг [97];

– регулярне прибирання робочих поверхонь, щоб уникнути накопичення пилу.

Дотримання цих заходів значно знижує ризики впливу шкідливих факторів на здоров’я працівників і забезпечує безпеку під час виконання операції.

Для виконання операції пресування заготовок використовувався механічний гідравлічний прес. Основною небезпекою під час цього процесу є можливість руйнування матриці або пуансонів при високих тисках. У разі руйнування можуть відлітати уламки, що становлять загрозу травмування оператора. Додаткову небезпеку створюють рухомі частини пресу, оскільки існує ризик потрапляння частин одягу або волосся до відкритих механізмів. Для зменшення ймовірності таких інцидентів прес обладнується захисними кожухами, які ізолюють робочу зону.

Дотримання правил безпеки праці, зокрема використання засобів індивідуального захисту (захисних окулярів, рукавичок), регулярна перевірка справності обладнання та суворий контроль за дотриманням інструкцій, забезпечують мінімізацію ризиків і безпечне виконання операції.

Сушка зразків проводиться в сушильній шафі. Під час цього процесу оператор може зазнавати впливу інфрачервоного випромінювання та високих температур. Для забезпечення безпеки сушильне обладнання обладнано захисною оболонкою та системою блокування, яка запобігає активації нагрівальних елементів, якщо дверцята залишаються відкритими.

Витягування зразків після завершення сушіння здійснюється із застосуванням вогнетривких рукавиць і спеціальних інструментів, що мінімізують ризик опіків.

Спікання зразків виконується на установці «ЕЛА-6», яка дозволяє досягати температури до 1500 °С. Цей процес супроводжується тепловим та інфрачервоним випромінюванням, що створює потенційну небезпеку для оператора.

Для забезпечення безпеки необхідно суворо дотримуватися правил експлуатації обладнання: перевіряти заземлення та справність нагрівальних елементів, використовувати спеціальний захисний одяг, термостійкі рукавиці та захисні окуляри. Також слід уникати безпосереднього контакту з гарячими поверхнями установки.

Контроль температури зовнішніх поверхонь обладнання та забезпечення належної вентиляції в приміщенні сприяють підтриманню безпечного мікроклімату, зменшуючи ризик перегріву та шкідливого впливу на працівників.

Механічна обробка зразків включає шліфування, полірування та зачистку їх поверхонь. Під час цих операцій існує ризик утворення дрібних уламків і пилу, які можуть відскочити та спричинити травми працівникові. Окрім того, рухомі частини обладнання створюють додаткову загрозу, якщо не дотримуватися правил безпеки.

Для запобігання травматизму необхідно використовувати засоби індивідуального захисту, такі як захисні окуляри, рукавички та спеціальний одяг. Важливо також триматися на безпечній відстані від робочих зон обладнання та забезпечувати своєчасну перевірку справності його елементів.

Дотримання правил техніки безпеки, зокрема встановлення захисних кожухів на обладнанні та організація вентиляції для видалення пилу, допомагають мінімізувати ризики під час виконання механічної обробки.

4.1.1 Аналіз рівня шуму

Шум, що виникає під час роботи установки ЕЛА-6 для спікання, має механічне та електромагнітне походження. Джерелами шуму є нагрівальні елементи, система вакуумного відкачування та інші компоненти установки. При одночасній роботі всього обладнання рівень шуму може перевищувати допустимі норми, встановлені ДСН 3.3.6.037-99 [98]. Для лабораторних приміщень, де виконуються експериментальні роботи, припустимий рівень шуму становить 75 дБА.

Щоб запобігти шкідливому впливу шуму на персонал, застосовуються звукоізоляційні заходи, включаючи звуко- та віброізоляцію обладнання, а також використання шумопоглинальних матеріалів і шумоглушників. Крім того, працівники повинні користуватися засобами індивідуального захисту, такими як протишумові навушники чи беруші, особливо при роботі в умовах підвищеного шуму.

Регулярний контроль рівня шуму в приміщеннях лабораторії здійснюється за допомогою шумомірів, що дозволяє своєчасно вживати необхідні заходи для зменшення його впливу на працівників.

4.1.2 Аналіз освітленості приміщення

Освітлення поділяється на три основні види: природне, штучне та суміщене. Природне освітлення може бути бічним, верхнім або комбінованим, тоді як штучне поділяється на загальне та місцеве. Недостатня освітленість або її надмірність можуть викликати швидку втому очей, зниження концентрації, що може призвести до помилок під час виконання роботи. Надмірна яскравість або світлові відблиски здатні спричинити головний біль та тимчасове порушення зору.

Згідно з вимогами ДБН В.2.5-28-2006 [99], у лабораторії використовується система комбінованого освітлення, яка складається з

природного та штучного світла. Вдень приміщення освітлюється переважно природним світлом, яке надходить через вікна. У темний час доби або при недостатньому природному освітленні використовується штучне світло, яке забезпечують лампи загального та місцевого освітлення.

Характеристика зорової роботи, що виконується у лабораторії, належить до середнього класу точності. Такий рівень освітлення відповідає встановленим нормативам і забезпечує комфортні умови для проведення робіт без зайвого навантаження на зір.

4.2 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці

4.2.1 Аналіз параметрів приміщення

Ця дипломна робота розроблена на базі Центрального конструкторського кабінету науково-виробничого об'єднання Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона, у лабораторії № 022, яка розташована в навчальному корпусі №9.

Детальну специфікацію технологічного обладнання та характеристики приміщення, можна знайти в таблицях 4.1 та 4.2.

Таблиця 4.1. Специфікація технологічного обладнання

№	Найменування	Розміри, м Д/Ш/В	Основні характеристики	Кількість	Позиція на рисунку
1	Гідравлічний прес	1,3/0,8/1,6	Максимальний тиск пресування 50 тон.	2	2

Продовження таблиці 4.1

1	2	3	4	5	6
2	Сушильна шафа	1,2/1,8/1,3	Номінальна потужність - 10,4 кВт	1	4
3	Піч спікання	1,1/1,7/2	Номінальна температура спікання – 1500°С	4	3

Таблиця 4.2 – Характеристики науково-дослідної лабораторії

Довжина, м	6
Ширина, м	9
Висота, м	4.5
Площа, $м^2$	54
Об’єм, $м^3$	243

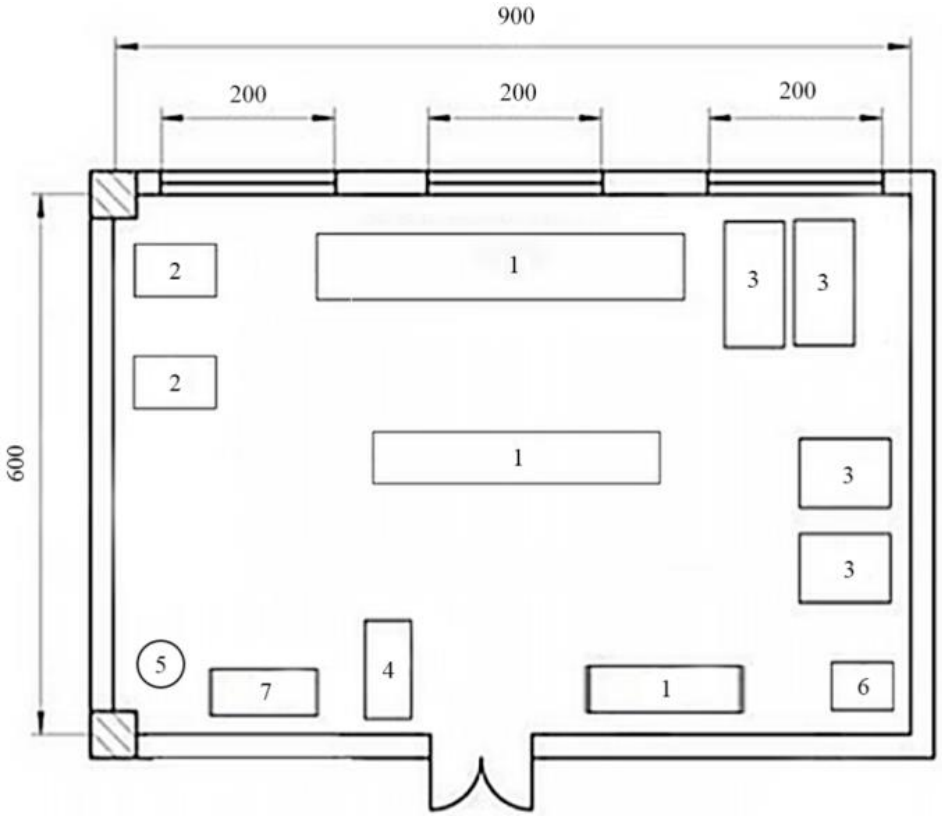
Оскільки в нашому випадку площа становить:

$$S = 6 \cdot 9 = 54 \text{ м}^2.$$

Об’єм приміщення:

$$V = 6 \cdot 9 \cdot 4{,}5 = 243 \text{ м}^3.$$

План приміщення зазначено на рисунку 4.1.



1 – робочий стіл; 2 – гідравлічний прес; 3 – піч спікання; 4 – сушильна шафа
5 – вогнегасник; 6 – умивальник; 7 – шафа

Рисунок 4.1 – План дослідної лабораторії 022-9

Відповідно розрахунок площі та об’єму на кожного працівника (враховуючи, що в рамках цієї лабораторії працює 3 людини) матиме наступний вигляд:

$$S_ч = \frac{54}{3} = 17 \text{ м}^2.$$

$$V_ч = \frac{243}{3} = 81 \text{ м}^3.$$

Результати розрахунків показують, що приміщення лабораторії № 022 задовольняє стандарти будівель виробничого призначення ДБН В.2.2 28:2010 [99].

Розраховані значення та нормативні вимоги щодо характеристик приміщення наведено в таблиці 4.3.

Таблиця 4.3 – Реальні та нормативні характеристики приміщення [101]

№	Параметр приміщення	Реальне значення	Нормативні значення
1	Площа на 1 працюючого	17 $м^2$	4,5 $м^2$
2	Об’єм на одного працюючого	81 $м^3$	15 $м^3$

Таким чином, приміщення лабораторії, в якій проводилась дана робота, відповідає вимогам санітарних норм і правил.

4.2.2 Аналіз параметрів приміщення

У лабораторії №22 використовується електрообладнання з напругою 220 В для живлення сушильної шафи та інших пристроїв, а також напруга 380 В для живлення потужніших установок. Робота з таким обладнанням створює ризик ураження електричним струмом. Основними джерелами потенційної небезпеки є оголені струмопровідні елементи, несправності ізоляції, нагрівачі та металеві корпуси приладів.

Для зниження ризику ураження струмом у лабораторії передбачені такі заходи:

– заземлення обладнання, корпусів і нагрівальних елементів для запобігання утворенню небезпечних потенціалів;

– використання ізольованих та механічно захищених кабелів на всій довжині прокладки. Ізоляція розрахована на підвищені температури та стійка до пошкоджень;

– регулярна перевірка опору ізоляції силових і освітлювальних електропроводів. Відповідно до вимог, опір має бути не менше 0,5 МОм.

Під час роботи з обладнанням необхідно дотримуватись таких правил:

– не торкатися дротів і контактів під напругою;

– використовувати засоби захисту (діелектричні рукавички, килимки) під час роботи з електроустановками;

– заборонено самостійно виконувати ремонт або обслуговування електрообладнання без відповідного допуску;

– усі струмопровідні частини установок захищені огорожами або бар’єрами.

Для забезпечення додаткового захисту в лабораторії встановлено пристрій захисного відключення, який швидко реагує на небезпечні ситуації. Усі співробітники проходять інструктаж щодо правил роботи з електрообладнанням.

Техніка безпеки в лабораторії відповідає вимогам ПУЕ [102], що гарантує надійність і безпечність роботи з електрообладнанням.

4.3 Розрахунок вентиляції

Конструкція місцевих відсмоктувачів обирається залежно від характеру технологічного процесу, типу обладнання та його специфіки. Місцева вентиляція повинна забезпечувати необхідну чистоту повітря на робочому місці, запобігаючи поширенню шкідливих речовин у приміщенні, а також не перешкоджати виконанню технологічних операцій. Розташування відсмоктувача визначається з урахуванням максимально можливого наближення до джерела виділень.

Обсяг повітря, яке необхідно видалити через систему місцевої вентиляції $L_м$, визначається за формулою:

$$L_{\text{м}} = 3600 \cdot F_0 \cdot V_0 \quad (4.1)$$

де F_0 – площа відкритого перерізу витяжного отвору відсмоктувача, м^2;

V_0 – швидкість всмоктування повітря у цьому прорізі, м/с.

Швидкість всмоктування повітря V_0 розраховується за формулою:

$$V_0 = 16 \cdot V_x \cdot (x/d)^2 \quad (4.2)$$

де d – діаметр вентиляційного отвору, м;

V_x – задана швидкість повітря (не менше 0,5 м/с.);

Схема місцевої вентиляції зазначена на рисунку 4.2.

Рисунок 4.2 – Схема місцевої вентиляції

Таким чином, швидкість всмоктування повітря у цьому перерізі становить V_0 = 22,22 м/с, а об’єм повітря, який необхідно видалити для забезпечення належних умов $L_м$ = 7199 м^3/год.

4.4 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях

4.4.1 Пожежна безпека

Основною метою забезпечення пожежної безпеки є зниження ризиків виникнення пожежі, запобігання її поширенню, швидке виявлення осередку займання, його ліквідація, а також захист працівників і матеріальних цінностей. Для цього впроваджуються технічні та організаційні заходи, які базуються на визначенні рівня пожежної небезпеки приміщень.

Відповідно до класифікації за вибухопожежною небезпекою [103], лабораторія відноситься до категорії Г — об’єкти, де обробляються негорючі речовини у розжареному стані, що може супроводжуватися виділенням тепла та іскор. Потенційними причинами займання в лабораторії є:

– несправність або перевантаження електрообладнання;

– коротке замикання в електромережі через пошкодження ізоляції;

– порушення правил поводження з нагрітими або розжареними матеріалами;

– використання відкритого вогню;

– відсутність або несправність протипожежних засобів.

Для зменшення ризиків виникнення пожежі в лабораторії впроваджено такі заходи:

– регулярний огляд і технічне обслуговування обладнання, зокрема перевірка електропроводки та ізоляції;

– обладнання приміщення засобами пожежогасіння, включаючи вогнегасники, ящики з піском, пожежні ковдри та інший пожежний інвентар;

– встановлення системи автоматичного виявлення пожежі та сигналізації, що дозволяє своєчасно реагувати на надзвичайні ситуації;

– дотримання температурного режиму під час виконання робіт із розжареними матеріалами, відповідно до встановлених норм;

– навчання персоналу правилам пожежної безпеки, включаючи інструктаж із запобігання пожежам, порядок дій у разі займання та проведення евакуації.

У лабораторії розроблено план евакуації, який містить чіткі інструкції щодо дій персоналу в разі пожежі. Також передбачено регулярні перевірки знань працівників щодо правил пожежної безпеки та виконання відповідних інструктажів.

Забезпечення пожежної безпеки відповідає нормам і стандартам, що гарантує мінімізацію можливих ризиків та належний захист як людей, так і майна.

На рисунку 4.3 зазначено фотографію плану евакуації, розміщеного в лабораторії № 022.

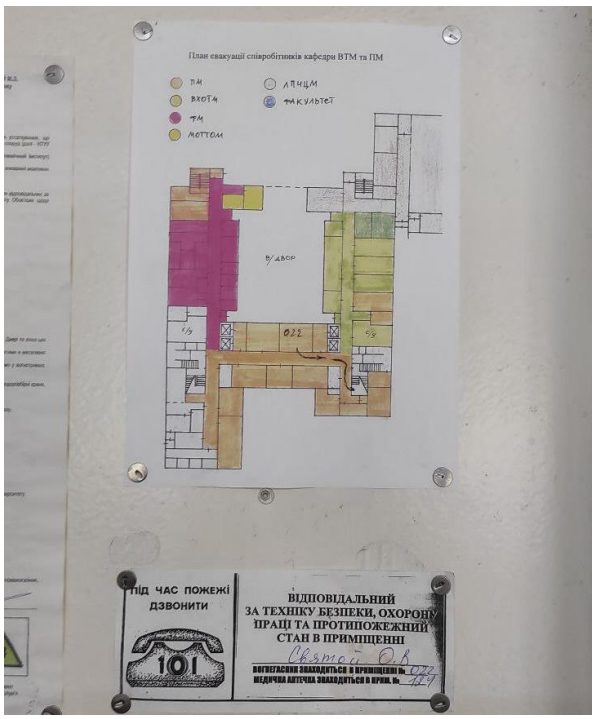


Рисунок 4.3 – План евакуації

4.4.2 Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях

Для забезпечення безпеки в аварійних ситуаціях необхідно дотримуватись певного алгоритму дій, спрямованого на мінімізацію наслідків та захист працівників і обладнання.

У разі пробою електричної напруги на корпус обладнання (наприклад, печей чи іншого електротехнічного устаткування) потрібно негайно відключити джерело живлення за допомогою рубильника або іншого пристрою відключення. Після цього обов’язково слід повідомити про інцидент відповідальну особу або керівника підрозділу.

Якщо людина потрапила під дію електричного струму, необхідно:

– відключити обладнання від електромережі;

– укласти потерпілого на рівну поверхню, попередньо постеливши під нього діелектричний матеріал чи дерев’яну платформу;

– підкласти під голову щось м'яке, щоб запобігти травмам;

– викликати швидку медичну допомогу за телефоном 103;

– якщо потерпілий не дихає, слід надати йому першу допомогу, зокрема штучне дихання чи непрямий масаж серця.

У разі пожежі або займання обладнання:

– відключіть живлення, щоб уникнути короткого замикання або подальшого поширення вогню;

– використовуйте наявні засоби пожежогасіння, зокрема вогнегасники, пісок або пожежні ковдри;

– негайно зателефонувати до служби пожежної безпеки за номером 101 і повідомити про подію.

Кожен співробітник, який виявив пожежу, зобов’язаний:

– сповістити про це керівництво і відповідальних осіб;

– організувати евакуацію персоналу, якщо це необхідно;

– приступити до гасіння пожежі з використанням доступних засобів.

У разі травмування працівника необхідно:

– повідомити керівника чи відповідального за безпеку особу;

– надавати постраждалому першу домедичну допомогу до прибуття медиків;

– у разі потреби транспортувати постраждалого до медичного пункту підприємства або лікарні.

Виконання цих заходів забезпечить оперативну та безпечну реакцію на аварійні ситуації, мінімізуючи ризики для життя та здоров’я персоналу і збереження обладнання.

4.4.3 Вимоги безпеки під час повітряної тривоги

Сигнал "Повітряна тривога" передається через централізовану систему оповіщення, що включає сирени, регіональні радіостанції та телеканали. Звучання сирени триває від трьох до п’яти хвилин і слугує попередженням про загрозу ракетного чи авіаційного удару з боку противника. Цей сигнал є рекомендацією [104] негайно вирушити до найближчого укриття чи захисної споруди.

Під час сигналу "Повітряна тривога" працівники повинні розуміти свої обов’язки в межах заходів цивільного захисту, знати розташування найближчих укриттів та порядок дій у разі такої ситуації. Почувши сигнал, співробітники зобов’язані негайно виконувати розпорядження керівництва та рухатися до укриття. Якщо перемістити до захисної споруди неможливо, необхідно зайняти найбільш безпечне місце всередині приміщення, подалі від вікон та зовнішніх стін, і утримуватися від виходу на вулицю до завершення тривоги.

Перебуваючи в укритті, працівники мають дотримуватися вказівок органів цивільного захисту чи керівництва. Після завершення тривоги вони можуть повернутися на свої робочі місця або виконувати подальші

розпорядження відповідно до наданих інструкцій. Усі дії мають бути організованими та відповідати встановленим правилам.

Дотримання цих рекомендацій дозволяє мінімізувати ризики, зберегти життя та здоров’я під час небезпеки. Швидке реагування на сигнал "Повітряна тривога", виконання інструкцій керівництва та співпраця з органами цивільного захисту є ключовими елементами забезпечення безпеки в умовах надзвичайних ситуацій.

4.5 Висновки за розділом

Рівні шкідливих факторів, які виникають у процесі роботи, не перевищують встановлених нормативами меж, що свідчить про відповідність умов праці вимогам безпеки. Для попередження пожежних ризиків у приміщенні встановлено сучасні засоби пожежогасіння. Усе лабораторне обладнання та пристрої проходять регулярну перевірку і технічне обслуговування, що гарантує їх надійне та безпечне функціонування. Працівники лабораторії систематично проходять інструктажі з безпеки, що сприяє попередженню аварійних ситуацій і створює безпечне робоче середовище.

5 ЕНЕРГЕТИЧНИЙ РОЗДІЛ

Метою розділу є визначення обсягу витрат електроенергії на підставі вибору і розрахунку кількості технологічного обладнання, використання його встановленої потужності при запланованому режимі роботи:

$$Э = M\Phi_0\,\eta_{ЗВ}K_1K_2, \tag{5.1}$$

де M – встановлена потужність обладнання, кВт;

Φ_0 – річний фонд часу роботи обладнання, год;

$\eta_{зв}$ – коефіцієнт завантаження обладнання;

K_1 – коефіцієнт одночасності роботи (приймається рівним для електричних печей – 0.6; для електродвигунів – 0,3; для генераторів високочастотного нагріву - 0,8);

K_2 – коефіцієнт використання потужності (приймається рівним 0,7).

Витрати енергії на піднімально-транспортного обладнання визначають виходячи з його потужності. В умовах малотоннажних виробництв транспортувальне обладнання вибирають разом з основним, а його характеристики вносять у відомість основного обладнання. Витрати енергії на піднімально-транспортного обладнання при виконанні науково-дослідної роботи відсутні. Витрати енергії для санітарно-технічних пристроїв (вентиляції, опалення) визначають у відповідності з вимогами по охороні праці та техніки безпеки. Витрати енергії на компресійні і вакуумні установки розраховують на основі потужності встановлених у цеху пристроїв та режимах їхньої роботи. Розрахунок витрат енергії на освітлення для кожного приміщення виконують на основі загального плану цеху. Вихідні данні для розрахунку: площа приміщення, необхідна освітлюваність і режим роботи освітлювальних пристроїв. Витрати енергії на освітлення розраховують за формулою:

$$Q = \frac{Sq\tau f}{1000} \quad (5.2)$$

де S – освітлювальна площа, м^2;

q – поверхнева густина теплового потоку, Вт/м^2;

τ – число годин горіння на рік;

f – коефіцієнт одночасного горіння.

Величину q зазвичай приймають: для виробничих приміщень – 11…15 Вт/м^2 , для побутових і службових приміщень – 10 Вт/м^2.

Залежно від тривалості освітлювального періоду значення τ приймають рівним: для двозмінної роботи – 2500 год, для тризмінної роботи – 4700 год.

Коефіцієнт, який враховує одночасність горіння ламп, приймають: для виробничих прогонів – 0,8; для побутових та службових приміщень – 0,7; для підвалів – 0,9.

Результати розрахунків витрат електроенергії зводять в таблиці 5.1 та 5.2.

Таблиця 5.1 – Витрати електроенергії на роботу технологічного обладнання

Найменування споживача струму	Кількість споживачів	Потужність, кВт	Фонд робочого часу на рік, год	Коефіцієнт завантаженості	Коефіцієнт одночасності	Коефіцієнт використання потужності	Річні витрати електроенергії, кВт·год
1	2	3	4	5	6	7	8
Елект. піч	1	5	1000	0,5	0,6	0,7	1050
Установка ЕЛА-6	1	30	300	0,8	0,8	0,7	4032
Усього витрат, кВт·год							5082

Таблиця 5.2 – Витрати електроенергії на освітлення

Найменування споживача	Освітлювальна площа, $м^2$	Поверхнева щільність теплового потоку, $Вт/м^2$	Кількість годин горіння на рік, год	Коефіцієнт одночасності горіння	Річні витрати електроенергії, кВт·год
Виробнича лабораторія	54	12	2500	0,8	1296
Усього витрат, кВт·год					1296

6 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ

6.1. Науково-технічна актуальність НДР

У сучасних умовах стрімкого розвитку технологій все більша увага приділяється створенню інноваційних матеріалів із поліпшеними експлуатаційними характеристиками. Високоентропійні сплави (ВЕС), такі як AlCrTiNbV, вирізняються високою міцністю, термічною стабільністю та зносостійкістю, що робить їх перспективними для застосування в різних галузях промисловості.

Разом із тим, вплив неметалевих елементів, зокрема бору, на структуру та механічні властивості цих сплавів залишається недостатньо дослідженим. Це ставить актуальну науково-технічну задачу, яка полягає у вивченні змін у таких властивостях, як мікротвердість, міцність і, можливо, зносостійкість, при модифікації AlCrTiNbV бором.

Дослідження, виконане в межах цієї роботи, спрямоване на з’ясування впливу бору на характеристики AlCrTiNbV. Результати можуть стати основою для вдосконалення існуючих сплавів та створення нових матеріалів з покращеними властивостями, що відповідають високим вимогам сучасної промисловості.

6.2 Розрахунок витрат на проведення НДР

Визначення всіх витрат, які несе організація-виконавець НДР у зв'язку з реалізацією даної теми, дозволяє встановити її вартість або кошторисну вартість. Кошторис формується виконавцем робіт на основі календарного плану досліджень і отримує затвердження від замовника або органу, відповідального за фінансування робіт. Зазвичай, кошторис розробляється до початку робіт, тому його називають плановим.

Нижче наведено методичні рекомендації щодо визначення величини витрат на проведення робіт за темою в контексті типових статей кошторисної вартості (калькуляції собівартості) НДР.

6.2.1 Витрати на оплату праці

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

Витрати на оплату праці розраховують на основі даних про трудомісткість окремих робіт по темі (табл. 6.1) та посадових окладів безпосередніх їх виконавців (табл. 6.2).

Таблиця 6.1 – Трудомісткість робіт по темі

Найменування робіт по темі дослідження	Трудомісткість за виконавцями, людино-днів		
	Провідний науковий співробітник	Молодший науковий співробітник	Інженер-дослідник
Етап підготовки (конкретизація завдань по темі дослідження)	2	–	3
Проведення експериментальних дослідів	–	15	25
Опрацювання результатів	5	2	10

Продовження таблиці 6.1

1	2	3	4
Оформлення результатів роботи	5	8	12
Разом за виконавцями теми	12	25	50

Подальші розрахунки витрат на оплату праці проводяться за алгоритмом, зрозумілим із таблиці 6.2.

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

Таблиця 6.2 – Розрахунок витрат на оплату праці

Посада виконавців теми	Планова трудомісткість, люд-днів	Заробітна плата, грн		
		Посадовий місячний оклад	Середньоденна зарплата	Усього за виконавцями
1.Провідний науковий співробітник	12	21062	993.49	11921
2. Молодший науковий співробітник	25	9718	458.39	11459
3. Інженер-дослідник	50	8375	395	19752
Разом оплата праці з теми				43132

6.2.2 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. 6.2).

$$ЄСВ = ЗП \cdot 0{,}22,$$

де ЗП – загальні витрати на оплату праці по темі.

Наразі ЄСВ буде становити:

$$ЄСВ = 43132 \cdot 0{,}22 = 9489.04 \text{ грн.}$$

6.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень

В даній статті враховують вартість усіх видів матеріалів, необхідних для проведення НДР, з вирахуванням вартості зворотних відходів.

Тематика дослідницьких робіт, які виконуються в Інституті металознавства та зварювання ім. Є. О. Патона, передбачає використання, перш за все, шихтових матеріалів, технологічних матеріалів для термічної, хіміко-термічної обробки та нанесення спеціальних покриттів, хімічних реактивів, витратних матеріалів для офісної техніки тощо.

Розрахунки зводять за формою у таблиці 6.3.

Таблиця 6.3 – Розрахунки витрат на матеріали

Найменування матеріалу	Одиниця виміру	Кількість	Ринкова ціна за одиницю, грн.	Сума,грн.
Порошок Al	Кг	0.05	900	45
Порошок Cr	Кг	0.05	1000	50
Порошок Ti	Кг	0.05	1200	60
Порошок Nb	Кг	0.05	2500	125
Порошок V	Кг	0.05	3500	175
Порошок B	Кг	0.05	1200	60
Загальні витрати на матеріали				515

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

$$\text{Тв} = 515 \cdot 0{,}1 = 51.5 \text{ грн.}$$

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

$$\text{В}_\text{м} = 515 + 51.5 = 566.5 \text{ грн.}$$

6.2.4 Енергоносії для проведення досліджень

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

6.2.5 Витрати на спеціальне обладнання

Додатково обладнання не закуповувалось, тому що протягом виконання роботи використовувалось наявне обладнання: мікротвердомір MHV-1000, рентгенівський дифрактометр Ultima IV, ф. Rigaku, лабораторні терези, скануючий електронний мікроскоп РЭМ-106И.

6.2.6 Вартість послуг сторонніх організацій

Ця робота не вимагала оренди дослідницького обладнання, так як всі необхідні установки вже були доступні. Всі зразки аналізувались безпосередньо в лабораторіях Національного технічного університету України «Київський Політехнічний Інститут ім. Ігоря Сікорського», тому не було потреби в послугах зовнішніх організацій.

6.2.7 Витрати на службові відрядження

Всі дослідження відбувались прямо в лабораторіях Національного технічного університету України «Київський Політехнічний Інститут ім. Ігоря Сікорського», тому не було необхідності витрачати кошти на відрядження.

6.2.8 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.

$$I_в = (ЗП + ЄСВ + В_м) \cdot 0{,}1.$$

Наразі $І_в$ буде становити:

$$І_в = (43132 + 9489.04 + 566.5) \cdot 0{,}1 = 5318.75 \text{ грн.}$$

6.2.9 Накладні витрати

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

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

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

$$Н_в = (ЗП + ЄСВ + В_м + І_в) \cdot 0{,}2.$$

Наразі $Н_в$ буде становити:

$$Н_в = (43132 + 9489.04 + 566.5 + 5318.75) \cdot 0.2 = 11701.26 \text{ грн.}$$

6.2.10 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми

Планова калькуляція вартості проведення досліджень по темі складається на підставі виконаних розрахунків та нормативних даних (табл. 6.4).

Таблиця 6.4 – Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

Найменування статей витрат	Сума, грн	Обґрунтування
1.Витрати на оплату праці	43132	Відповідно до розрахунків
2.Єдиний соціальний внесок	9489.04	22,0 % від загальних витрат на оплату праці
3.Матеріали для проведення досліджень	566.5	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	5318.75	10 % від суми прямих розрахованих витрат по темі
9.Накладні витрати	11701.26	Відповідно до нормативів організації-виконавця теми (у нашому випадку 20 % від суми прямих витрат)
10.Усього витрат по темі	70207.55	Сума попередніх статей

6.3 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 ($К_1$);

– можливість використання результатів розробки ($К_2$);

– теоретичне значення та рівень новизни ($К_3$);

– складність дослідження ($К_4$).

Коефіцієнт $К_1$ 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 $К_2$ 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 $К_3$ 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 $К_4$ 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:

$$Б = К_1 \cdot К_2 \cdot К_3 \cdot К_4$$

В нашому випадку бальна оцінка ефективності згідно табл. 6.5 становить:

$$Б = 3 \cdot 10 \cdot 3 \cdot 5 = 450.$$

Таблиця 6.5 – Бальна оцінка ефективності НДР

Показник оцінки ефективності НДР	Умовне позначення показника	Характеристики даної роботи	Кількість балів
1. Важливість розробки	$К_1$	Робота виконується за угодою про науково-технічне співробітництво	3
2. Можливість використання результатів розробки	$К_2$	Результатами розробки можуть користуватися в масштабах однієї галузі	10
3.Теоретична значимість та рівень новизни розробки	$К_3$	Під час виконання роботи отримана нова інформація, яка доповнює уявлення про сутність досліджуваних процесів	3
4.Складність дослідження	$К_4$	Робота виконується одним підрозділом, витрати від 50 000 до 100 000 гривень	5

Умовний ефект НДР розраховується за формулою:

$$Е^{у}_{НДР} = 500 \cdot Б - Е_{н} \cdot В_{НДР},$$

де 500 – умовна вартість одного балу;

$Е_{н}$ – нормативний коефіцієнт економічної ефективності (може бути в межах 0,1 – 0,3);

$В_{НДР}$ – сумарні витрати на виконання НДР (підсумок табл. 6.4);

У нашому прикладі умовний ефект виконання НДР буде становити:

$$Е_{НДР} = 500 \cdot 450 - 0{,}25 \cdot 70205.55 = 207448.1 \text{ грн.}$$

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

$$E_e = \frac{E_{НДР}}{B_{НДР}}.$$

E_e буде становити:

$$E_e = \frac{207448.1}{70205.55} = 2{,}94.$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності науково-дослідної роботи становить 2.94 (перевищує одиницю), що свідчить про доцільність її виконання.

7 РОЗРОБЛЕННЯ СТАРТАП-ПРОЕКТУ

7.1 Мета та завдання розробки стартап-проекту

Метою даного розділу є вивчення ключових аспектів створення та реалізації стартап-проєкту, спрямованого на впровадження інноваційного високоентропійного сплаву AlCrTiNbV з додаванням бору. Проєкт орієнтований на задоволення сучасних потреб аерокосмічної галузі та оборонної промисловості, які вимагають легких, міцних і зносостійких матеріалів.

Завданням розробки стартап-проєкту є визначення перспектив використання сплаву, аналіз його конкурентних переваг (підвищена міцність, твердість, низька щільність), а також оцінка можливостей масштабування виробництва методом іскро-плазмового спікання. Особлива увага приділяється маркетинговому аналізу та підготовці рекомендацій для ефективного впровадження матеріалу на ринок.

Проєкт спрямований на створення продукту, що відповідатиме високим стандартам інноваційних технологій та відкриватиме нові можливості для розвитку цільових галузей.

7.2 Опис продукту

Високоентропійний сплав AlCrTiNbV, модифікований додаванням бору, виготовляється методом електронно-променевого спікання. Завдяки додаванню бору вдалося покращити ключові механічні властивості матеріалу, зокрема мікротвердість, міцність і пластичність.

Такий сплав вирізняється низькою щільністю та високими показниками міцності, що робить його ідеальним для застосування в аерокосмічній галузі та оборонній промисловості, де важливими є поєднання легкості, довговічності й зносостійкості. Інноваційний процес виробництва забезпечує стабільну якість, яка відповідає найвищим галузевим стандартам.

Цей матеріал має потенціал стати основою для створення високотехнологічних рішень, здатних відповідати сучасним викликам і вимогам ринку.

Отже, опис ідея створення такого сартапу описаний в таблицях 7.1 та 7.2.

Таблиця 7.1 – Опис ідеї стартап-проекту

Зміст ідеї	Напрямки застосування	Вигоди користувача
Покращення властивостей високоентропійного AlCrTiNbV сплаву додаванням бору	Аерокосмічна галузь, оборонна промисловість	а) Підвищення механічних властивостей компонентів (міцність, твердість, пластичність); б) Збільшення довговічності матеріалів в умовах високих навантажень

Таблиця 7.2 – Визначення сильних, слабких та нейтральних характеристик ідеї проекту

№	Техніко-економічні характеристики ідеї	Товари/концепції конкурентів		W	N	S
		Мій проект	Високоентропійні сплави без додавання бору			
1	Міцність	Висока	Середня			+
2	Технологічність виготовлення	Середня	Середня		+	
3	Щільність	Низька	Середня			+
4	Ціна	Середня	Середня		+	

W – слабка сторона

N – нейтральна сторона

S – сильна сторона

Сильні сторони нашого проєкту мають стати основою для створення конкурентних переваг та розробки ефективної економічної моделі майбутнього бізнесу.

7.3 Технологічний аудит ідеї проекту

У цьому підрозділі розглядається аудит технології, за допомогою якої може бути реалізована ідея проєкту (технологія створення продукту). Він включає оцінку наявних технологічних рішень, можливостей їх удосконалення та аналіз доцільності застосування для досягнення цілей проєкту. Результати аудиту відображені в таблиці 7.3.

Таблиця 7.3 – Технологічна здійсненність ідеї проекту

Ідея проекту	Технології її реалізації	Наявність технологій	Доступність технологій
Отримання спеченого високоентропійного сплаву AlCrTiNbV з додаванням бору	Електронно-променева	Технологія наявна, метод є високопродуктивним	Технологія доступна

7.4 Аналіз ринкових можливостей запуску стартап-проекту

Необхідно здійснити первинний аналіз ринкових можливостей, що можуть бути використані під час впровадження проєкту на ринок, а також потенційних загроз, які можуть стати на заваді його реалізації (табл. 7.4, 7.5).

Таблиця 7.4 – Попередня характеристика потенційного ринку стартап-проекту

№ п/п	Показники стану ринку	Характеристика
1	Кількість головних гравців, од	4
2	Загальний обсяг продаж, грн.	40 млн.
3	Динаміка ринку (якісна оцінка)	Зростає
4	Наявність обмежень для входу	Спеціальне обладнання, вузька направленність
5	Специфічні вимоги для стандартизації та сертифікації	Присутні
6	Середня норма рентабельності в галузі, %	17%

Таблиця 7.5 – Характеристика потенційних клієнтів стартап-проекту

№ п/п	Потреба, що формує ринок	Цільова аудиторія (цільові сегменти ринку)	Відмінності у поведінці різних потенційних цільових груп клієнтів	Вимоги споживачів до товару
1	Використання матеріалів із покращеними механічними властивостями та низькою щільністю	Аерокосмічна та оборонна промисловість	Орієнтація на інновації та надійність матеріалів; Високі вимоги до термічної та механічної стабільності компонентів; Компанії, що шукають сучасні рішення для виготовлення легких, але міцних компонентів;	Висока довговічність; механічна міцність на стиск; можливість адаптації під конкретні технічні вимоги;

Список ринкових загроз і можливостей формується на основі аналізу чинників, що впливають на маркетингове середовище. Ринкові загрози й можливості є передбачуваними наслідками дії цих чинників і мають ймовірний характер, оскільки ще не реалізувалися на ринку. Наприклад, зниження купівельної спроможності споживачів може бути фактором ризику, який прогнозує підвищення важливості цінового критерію під час вибору товару, що, у свою чергу, спричиняє загострення цінової конкуренції.

Фактори загроз наведено в таблиці 7.6.

Таблиця 7.6 – Фактори загроз

№ п/п	Фактори	Зміст загрози	Можлива реакція компанії
1	Конкуренція	Зростання кількості конкурентів у сфері виробництва інноваційних матеріалів, які пропонують схожі властивості	Інвестування у патентування розробки; посилення маркетингової стратегії; активна співпраця з аерокосмічними й оборонними компаніями для довгострокових контрактів.
2	Наявність сировини	Потенційний дефіцит якісного бору для виробництва сплаву	Налагодження стратегічного партнерства з постачальниками сировини; розробка альтернативних комбінацій компонентів для збереження ключових властивостей сплаву.

Продовження таблиці 7.6

1	2	3	4
3	Технологічні ризики	Ускладнення процесу електронно-променевого спікання через потребу у високоточному обладнанні та суворому дотриманні параметрів	Постійна модернізація обладнання; залучення висококваліфікованих спеціалістів; запровадження системи контролю якості на кожному етапі виробництва.

Фактори можливостей вказані в таблиці 7.7.

Таблиця 7.7 – Фактори можливостей

№ п/п	Фактори	Зміст загрози	Можлива реакція компанії
1	Розширення сфер застосування	Використання високоентропійного сплаву у нових галузях, таких як авіоніка, медичні імпланти, автомобілебудування	Проведення досліджень ринків; презентація переваг матеріалу потенційним замовникам; розробка нових модифікацій продукту для різних секторів
2	Підвищення попиту на легкі матеріали	Зростання попиту в аерокосмічній галузі та оборонній промисловості на матеріали з високою міцністю і низькою щільністю	Налагодження співпраці з провідними компаніями цих галузей; укладення контрактів; масштабування виробництва з урахуванням специфікацій
3	Розвиток технологій виробництва	Удосконалення методу електронно-променевого спікання для зниження витрат і підвищення якості продукції	Впровадження автоматизації виробничих процесів; участь у конференціях і партнерство з науковими установами для доступу до інновацій

SWOT-аналіз (аналіз сильних і слабких сторін, можливостей і загроз) – це інструмент стратегічного планування, який дозволяє компанії оцінити як внутрішні, так і зовнішні аспекти її діяльності. Такий підхід сприяє цілісному розумінню поточної позиції компанії на ринку та прийняттю обґрунтованих стратегічних рішень. Перелік ключових сильних і слабких сторін проекту наведено в таблицях 7.8 та 7.9.

Таблиця 7.8 – SWOT-аналіз стартап проекту (Слабкі та сильні сторони)

Сильні сторони (S):	Слабкі сторони (W):
Унікальний високоентропійний сплав AlCrTiNbV з додаванням бору, який має високу міцність, твердість і низьку щільність	Відсутність широкого визнання бренду, що ускладнює довіру потенційних клієнтів
Сфокусованість на ключових галузях: аерокосмічній та оборонній промисловості, які потребують легких і міцних матеріалів	Висока вартість і складність технологічного процесу, що може вплинути на масштабування виробництва
Сучасна технологія електронно-променевого спікання, що дозволяє створювати матеріали з унікальними властивостями	Обмежені фінансові ресурси для маркетингу, що може вплинути на просування продукту на нових ринках

Таблиця 7.9 – SWOT-аналіз стартап-проекту (Можливості та загрози)

Можливості (O):	Загрози (T):
– Використання високоентропійного сплаву із додаванням бору для створення легких і надміцних матеріалів, які відповідають потребам аерокосмічної галузі та оборонної промисловості; – Вихід на ринок інноваційних матеріалів із підвищеними механічними характеристиками (міцність, твердість, пластичність); – Розширення портфеля продуктів за рахунок інтеграції сплавів у різні виробничі процеси (від деталей літаків до бронетехніки); – Співпраця з державними та приватними організаціями у сфері оборони для реалізації масштабних проєктів; – Розвиток співпраці з міжнародними корпораціями для впровадження інноваційних рішень у виробництві	– Високий рівень цінової конкуренції у сегменті інноваційних матеріалів; – Швидка поява конкурентів із подібними сплавами, створеними за допомогою альтернативних технологій; – Ризик патентних обмежень або копіювання технологій великими корпораціями; – Можливість недостатнього фінансування через залежність від державних або приватних інвесторів; – Ринкові бар'єри через складність сертифікації матеріалів для аерокосмічної та оборонної галузей.

Також, порівняння товарів конкурентів з товарами, які вироблятимуться в рамках проекту зазначено в таблиці 7.10.

Таблиця 7.10 – Порівняльний аналіз сильних та слабких сторін проєкту

№ п/п	Фактор конкурентоспроможності	Бали 1-20	Рейтинг товарів конкурентів						
			-3	-2	-1	0	+1	+2	+3
1	Інноваційність матеріалу та технології	15	+						
2	Низька щільність і висока міцність матеріалу	16			+				
3	Покращення механічних характеристик (твердість, пластичність, міцність)	17			+				
4	Високий потенціал для застосування в аерокосмічній галузі	15					+		
5	Дослідно-виробничі можливості та ефективність технології	16					+		

На основі проведеного SWOT-аналізу визначаються можливі стратегії ринкової поведінки, спрямовані на успішне виведення стартап-проекту на ринок. Для кожної стратегії оцінюється орієнтовний термін реалізації, враховуючи потенційні дії конкурентів та час запуску їхніх проектів. Розроблені альтернативи підлягають подальшому аналізу з точки зору доступності необхідних ресурсів і ймовірності їх отримання (табл. 7.11).

Таблиця 7.11 – Альтернативи ринкового впровадження стартап-проєкту

№ п/п	Альтернатива (орієнтований комплекс заходів) ринкової поведінки	Ймовірність отримання ресурсів	Період реалізації
1	Укладення стратегічних партнерств із компаніями аерокосмічної галузі для впровадження інноваційних матеріалів	65%	5-7 міс.
2	Диверсифікація у військовий сектор із наданням матеріалів для оборонної промисловості	80%	4-6 міс.
3	Співпраця з університетами та науково-дослідними установами для оптимізації властивостей сплаву	60%	6-8 міс.

7.5 Розроблення ринкової стратегії проєкту

Ринкова стратегія охоплює ключові рішення, які визначають відносини підприємства з ринком ресурсів, і має багато спільного зі структурою товарно-ринкової стратегії. Вона зосереджена на двох аспектах: по-перше, на поведінці підприємства на ринках матеріальних факторів виробництва, таких як засоби та предмети праці; по-друге, на визначенні номенклатури, обсягів і якості ресурсів, що закуповуються й використовуються в межах підприємства.

Розробка ринкової стратегії базується на ретельному аналізі та прогнозуванні ринкової кон'юнктури, дослідженні споживачів, товарів, конкурентів та інших складових ринкової системи. Найчастіше застосовуються такі маркетингові стратегії, як:

- вихід на новий ринок;
- розширення ринку;
- вдосконалення товару;
- диверсифікація.

Вибір цільових сегментів потенційних споживачів представлено в таблиці 7.12.

Таблиця 7.12 – Вибір цільових груп потенційних споживачів

№ п/п	Опис профілю цільової групи потенційних клієнтів	Готовність споживачів сприйняти продукт	Орієнтований попит в межах цільової групи (сегменту)	Інтенсивність конкуренції в сегменті	Простота входу в сегмент
1	Аерокосмічна галузь	Висока – легкість і міцність є ключовими параметрами для матеріалів цієї галузі	65% - середній	Середня – конкуренція є, але сегмент відносно відкритий до нових технологій	Середня – потрібна сертифікація та співпраця з галузевими підприємствами

Продовження таблиці 7.12

1	2	3	4	5	6
2	Оборонна промисловість	Середня	75% - високий	Висока – існують як міжнародні, так і локальні конкуренти	Складна – потрібні військові стандарти та ліцензії
Як цільові групи обрано : аерокосмічна галузь					

Враховуючи обрану групу споживачів – підприємства аерокосмічної галузі – можна зробити висновок, що розвиток компанії буде здійснюватися за стратегією концентрованого маркетингу. Базова стратегія подальшого розвитку компанії наведена в таблиці 7.13.

Таблиця 7.13 – Визначення базової стратегії розвитку

№ п/п	Обрана альтернатива розвитку проекту	Стратегія охоплення ринку	Ключові конкуренспроможні позиції відповідно до обраної альтернативи	Базова стратегія розвитку
1	Постачання високоентропійних сплавів AlCrTiNbV з бором для аерокосмічної галузі	Концентрований маркетинг	Легкість матеріалу, висока міцність, пластичність, твердість – відповідність ключовим вимогам галузі	Стратегія лідерства за інноваціями
2	Співпраця з оборонними підприємствами для виробництва спеціальних деталей	Диференційований маркетинг	Відповідність стандартам, міцність матеріалів, здатність витримувати високі навантаження	Стратегія інноваційного партнерства

Наступним кроком є вибір стратегії конкурентної поведінки (табл. 7.14).

Таблиця 7.14 – Визначення базової стратегії конкурентної поведінки

№ п/п	Чи є проект «першопрохідцем» на ринку?	Чи буде компанія шукати нових споживачів, або забирати існуючих у конкурентів?	Чи буде компанія копіювати основні характеристики товару конкурентів, і які?	Стратегія конкурентної поведінки
1	Представлений проект не є «першопрохідцем» на ринку	Компанія буде поєднувати пошук нових споживачів і поступове завоювання споживачів у конкурентів	Компанія не буде копіювати існуючі продукти, а зосередиться на впровадженні інноваційних характеристик: знижена щільність, підвищена міцність та твердість	Стратегія диференціації через інновації

У межах розробки ринкової стратегії проєкту були визначені основні вимоги до її реалізації, а також сформульовано ключові позиції проєкту та базові передумови його конкурентоспроможності на ринку. Стратегія позиціонування, представлена у таблиці 7.15, визначає, як компанія планує зайняти унікальне місце в обраному сегменті ринку, що дозволить їй вигідно відрізнятися від конкурентів та бути впізнаваною для потенційних клієнтів.

Таблиця 7.15 – Визначення стратегії позиціонування

№ п/п	Вимоги товару цільової аудиторії	Базова стратегія розвитку	Ключові конкурентоспроможності позиції власного стартап проекту	Вибір асоціацій, які мають сформувати комплексну позицію власного проекту
1	Висока міцність, зносостійкість, низька щільність. Відповідність критичним умовам роботи в аерокосмічній галузі та оборонній промисловості.	Стратегія інноваційного лідерства	Підвищена міцність на стиск, твердість по Віккерсу, збільшення пластичної деформації завдяки додаванню бору. Низька щільність для зниження ваги конструкцій.	Продукт високої надійності, міцності та легкості. Високі технологічні характеристики. Унікальна технологія виробництва (електронно-променеве спікання).

7.6 Розробка маркетингової стратегії стартап проекту

Першим етапом є розробка маркетингової концепції продукту, який буде запропонований споживачам. Для цього в таблиці 7.16 слід узагальнити результати попереднього аналізу конкурентоспроможності продукту. Використовувана методика є унікальною, тому для захисту її від можливого копіювання конкурентами рекомендується розглянути можливість її патентування.

Таблиця 7.16 – Визначення ключових переваг концепції потенційного товару

№ п/п	Потреба	Вигода, яку пропонує товар	Ключові переваги перед конкурентами (існуючі або такі, що потрібно створити)
1	Необхідність використання легких і міцних матеріалів для аерокосмічної галузі.	Зменшення ваги конструкцій, підвищення міцності та зносостійкості.	Низька щільність матеріалу, висока міцність на стиск і твердість завдяки додаванню бору.

Продовження таблиці 7.16

1	2	3	4
2	Необхідність зменшення витрат на виробництво складних металевих компонентів.	Економія сировини завдяки унікальній технології виробництва.	Електронно-променеве спікання забезпечує меншу витрату матеріалу та швидкість виготовлення.

Наступним етапом є визначення цінових меж, яких слід дотримуватися під час встановлення ціни на майбутній продукт (остаточне формування ціни буде здійснено під час фінансово-економічного аналізу проєкту). Це включає аналіз цін на товари-аналогі або товари-субститути, а також оцінку рівня доходів цільової аудиторії споживачів (табл. 7.17). Для проведення аналізу використовується експертний підхід.

Таблиця 7.17 – Визначення встановлення меж ціни (за 1 кг)

№ п/п	Рівень ціни на товари замінники	Рівень цін на товари-аналоги	Рівень доходів цільової групи споживачів	Верхня та нижня межа встановлення ціни на товар
1	3-6 тис. грн.	6-15 тис. грн.	190 млн. грн. на рік	10-25 тис. грн.

7.7 Формування системи збуту

Аналіз системи збуту включає оцінку ефективності кожного її елемента та діяльності персоналу, що займається збутом. Також проводиться аналіз витрат обігу, який передбачає порівняння фактичних витрат на збут за різними каналами з плановими показниками. Це дозволяє виявити необґрунтовані витрати, оптимізувати процеси руху товарів та підвищити рентабельність існуючої системи збуту. Важливим аспектом є організація збуту, яка забезпечує зворотний зв'язок між виробництвом і ринком, а також надає інформацію про попит і потреби споживачів. Саме тому розробка збутової політики є ключовим елементом аналізу як для окремого продукту, так і для виробничого відділення загалом.

Якщо на основі розрахунків буде встановлено, що витрати на реалізацію нового товару є надто високими та не дозволяють досягти необхідного рівня рентабельності, керівництво може ухвалити рішення про припинення подальшої розробки та впровадження цього продукту. При цьому аналітики можуть не тільки оцінити перспективну прибутковість продукту, але й запропонувати ідеї щодо його вдосконалення або застосування в нових сферах.

Вибираючи програму збуту, слід враховувати, що цільова аудиторія здебільшого складається з осіб із середнім рівнем доходів. Тому варто контролювати, щоб витрати на рекламу та збут не збільшували собівартість послуг більш ніж на 10 %. Ефективними каналами збуту в такому випадку можуть стати реклама в Інтернеті (соціальні мережі, дошки безкоштовних оголошень тощо), друковані рекламні матеріали, банери та інші бюджетні способи просування.

Основним завданням реклами є інформування споживачів про запуск підприємства, яке пропонує унікальну послугу з підвищення міцності поверхонь корпусів.

ВИСНОВКИ

Методом механічного легування отримано порошковий AlCrTiNbV високоентропійний сплав для подальшого застосування як металевої матричної фази для створення самоармованих металокерамічних композитів.

Рентгеноструктурним аналізом порошкових зразків встановлено, що порошковий ВЕС складається з двох основних фаз – твердих розчинів з ОЦК кристалічною структурою та різними параметрами гратки, а також незначної кількості інтерметалічної $(AlMe_2)_{0,66}$ (де Me = Cr,V,Nb) фази.

Мікроструктурним аналізом з'ясовано, що частинки порошку ВЕС, що формувалися протягом 10 год. механічного легування зменшували свій середній розмір (d50 для 1 год. МЛ = 15,20 мкм, а для 10 год. = 4,16 мкм), а після 20 год. обробки їх розмір збільшився (d50 = 7,1 мкм), що є типовою поведінкою під час механічного легування.

Після швидкісного електронно-променевого спікання у AlCrTiNbV ВЕС відбуваються фазові перетворення і він стає однофазним і складається з ОЦК твердого розчину. З додаванням до ВЕС різної кількості бору (0,5 моля; 1 моль; 1,5 моля; 2 моля) та спікання його фазовий склад змінюється і в ньому додатково до твердого розчину з ОЦК структурою формуються боридні фази різного складу завдяки великим негативним значення ентальпії змішування бору з металевими елементами ВЕС, такими як Ti, Nb та Cr. У $AlCrTiNbVB_2$ сплаві залишається елементарний бор, який є надлишковим і не розчиняється у твердому розчині та не бере участь в утворенні боридів.

Додавання бору сприяє утворенню більш дрібнозернистої мікроструктури після спікання, особливо для $AlCrTiNbVB_{1,5}$ сплаву.

Встановлено істотний вплив вмісту бору на характеристики міцності $AlCrTiNbVB_{(0–2)}$ сплавів. Додавання бору до AlCrTiNbV ВЕС сприяє підвищенню твердості від 7,89 ± 0,44 ГПа (сплав без бору) до 11,83 ± 0,54 ГПа, 16,69 ± 0,36 ГПа та 20,79 ± 0,58 ГПа, і критерію в'язкості руйнування K_{1C} від 9,1 ± 0,3 МПа·м$^{1/2}$ (сплав без бору) до 8,0 ± 0,2 МПа·м$^{1/2}$, 13,0 ± 0,4 МПа·м$^{1/2}$,

14,0 ± 0,4 МПа·м$^{1/2}$ для $AlCrTiNbVB_{0,5;\ 1,0;\ 1,5}$ сплавів з вмістом бору 0,5; 1 та 1,5 моль, відповідно. Зі збільшенням вмісту бору до 2 моль твердість та параметр K_{1C} $AlCrTiNbVB_2$ сплаву знижуються (HV=14,5 ГПа, K_{1C}=12,6 МПа·м$^{1/2}$) порівняно з $AlCrTiNbVB_1$ і $AlCrTiNbVB_{1,5}$ сплавами через наявність надлишкового елементарного бору, але залишаються високими.

$AlCrTiNbVB_x$ сплави, і особливо $AlCrTiNbVB_{1,5}$, демонструють відмінне поєднання твердості та в'язкості руйнування. Ці показники є недосяжними для багатьох металевих сплавів, включно з ВЕС, отриманих за іншими технологіями. Бор, як елемент проникнення, додатково спотворює кристалічну ґратку багатокомпонентних матричного ОЦК твердого розчину заміщення. Крім цього, додавання бору викликає формування боридів, які мають високу твердість та виступають у ролі зміцнювальних фаз, значно підвищуючи характеристики міцності $AlCrTiNbVB_x$ сплавів.

Було ідентифіковано потенційно шкідливі впливи на працівника і розроблено протидії, які гарантують здорове робоче середовище та механізми забезпечення безпеки при надзвичайних обставинах. Також, економічний аналіз показав, що робота є економічно ефективною. Було сформовано стартап проєкт.

.

CONCLUSIONS

The high-entropy AlCrTiNbV alloy powder was obtained using the mechanical alloying method for further application as a metallic matrix phase for the creation of self-reinforced metal-ceramic composites.

X-ray diffraction analysis of the powder samples revealed that the high-entropy alloy (HEA) powder consists of two main phases – solid solutions with a body-centered cubic (BCC) crystal structure and different lattice parameters, as well as a minor amount of the intermetallic $(AlMe_2)_{0,66}$ phase, where Me = Cr, V, Nb.

Microstructural analysis showed that the powder particles of the HEA, which formed during 10 hours of mechanical alloying, reduced their average size (d_{50} for 1 hour of MA = 15.20 μm, and for 10 hours = 4.16 μm), while after 20 hours of processing, their size increased (d_{50} = 7.1 μm), which is typical behavior during mechanical alloying.

After high-speed electron beam sintering, phase transformations occur in the AlCrTiNbV HEA, resulting in the formation of a single-phase solid solution with a BCC structure. With the addition of various amounts of boron (0.5 mol; 1 mol; 1.5 mol; 2 mol) to the HEA and subsequent sintering, the phase composition changes, leading to the formation of a BCC solid solution and boride phases of different compositions due to the large negative values of the mixing enthalpy of boron with metallic elements of the HEA, such as Ti, Nb, and Cr. With an increase in boron content to 2 mol, the hardness and K_{1C} parameter of the $AlCrTiNbVB_2$ alloy decrease (HV = 14.5 GPa, K_{1C} = 12.6 MPa·$m^{1/2}$) compared to the AlCrTiNbVB= and $AlCrTiNbVB_{1.5}$ alloys due to the presence of excess boron, but they remain high.

The addition of boron promotes the formation of a finer-grained microstructure after sintering, particularly in the $AlCrTiNbVB_{1,5}$ alloy.

A significant effect of boron content on the strength characteristics of $AlCrTiNbVB_{(0-2)}$ alloys was established. The addition of boron to the AlCrTiNbV HEA increases the hardness from 7.89 ± 0.44 GPa (boron-free alloy) to 11.83 ± 0.54 GPa, 16.69 ± 0.36 GPa, and 20.79 ± 0.58 GPa, and the fracture toughness (K_1C)

from 9.1 ± 0.3 MPa·$m^{1/2}$ (boron-free alloy) to 8.0 ± 0.2 MPa·$m^{1/2}$, 13.0 ± 0.4 MPa·$m^{1/2}$, and 14.0 ± 0.4 MPa·$m^{1/2}$ for $AlCrTiNbVB_{0,5}$, $B_{1,0}$, and $B_{1,5}$ alloys with boron content of 0.5, 1, and 1.5 mol, respectively. With an increase in boron content to 2 mol, the hardness and K_{1C} parameter of the $AlCrTiNbVB_2$ alloy decrease (HV = 14.5 GPa, K_{1C} = 12.6 MPa·$m^{1/2}$) compared to the $AlCrTiNbVB_1$ and $AlCrTiNbVB_{1.5}$ alloys due to the presence of excess boron, but they remain high.

The $AlCrTiNbVB_x$ alloys, particularly $AlCrTiNbVB_{1,5}$, demonstrate an excellent combination of hardness and fracture toughness. These values are unattainable for many metallic alloys, including HEAs produced by other technologies. Boron, as an interstitial element, additionally distorts the crystal lattice of the multicomponent BCC substitutional solid solution matrix. Moreover, the addition of boron causes the formation of borides, which possess high hardness and act as reinforcing phases, significantly enhancing the strength properties of the $AlCrTiNbV_x$ alloys.

Potentially harmful effects on workers were identified, and countermeasures were developed to ensure a healthy working environment and safety mechanisms in case of emergencies. Additionally, an economic analysis showed that the work is cost-effective. A startup project was established.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

1. Machine-learning and high-throughput studies for high-entropy materials [Electronic resource] / E.-Wen Huang [et al.] // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2022. – Vol. 147. – P. 100645. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.mser.2021.100645 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

2. A review on fundamental of high entropy alloys with promising high–temperature properties [Electronic resource] / Jian Chen [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 760. – P. 15–30. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.067 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

3. Recent Advancements in Lightweight High Entropy Alloys- A Comprehensive Review [Electronic resource] / M. V. Kamal [et al.] // International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. – 2024. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2024.06.001 (date of access: 19.10.2024). – Title from screen.

4. Phase stability and transformation in a light-weight high-entropy alloy [Electronic resource] / Rui Feng [et al.] // Acta Materialia. – 2018. – Vol. 146. – P. 280–293. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.12.061 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

5. Refractory high-entropy alloys: A focused review of preparation methods and properties [Electronic resource] / Wei Xiong [et al.] // Journal of Materials Science & Technology. – 2022. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.08.046 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

6. A novel Al0.5CrCuNiV 3d transition metal high-entropy alloy: Phase analysis, microstructure and compressive properties [Electronic resource] / Jiaojiao Yi [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 846. – P. 156466. –

Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156466 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

7. Miracle D. B. A critical review of high entropy alloys and related concepts [Electronic resource] / D. B. Miracle, O. N. Senkov // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 122. – P. 448–511. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

8. Platinum-Group-Metal High-Entropy-Alloy Nanoparticles [Electronic resource] / Dongshuang Wu [et al.] // Journal of the American Chemical Society. – 2020. – Vol. 142, no. 32. – P. 13833–13838. – Mode of access: https://doi.org/10.1021/jacs.0c04807 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

9. Zhang Y. New Advances in High-Entropy Alloys [Electronic resource] / Yong Zhang, Ruixuan Li // Entropy. – 2020. – Vol. 22, no. 10. – P. 1158. – Mode of access: https://doi.org/10.3390/e22101158 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

10. Katiyar N. K. Emergence of machine learning in the development of high entropy alloy and their prospects in advanced engineering applications [Electronic resource] / Nirmal Kumar Katiyar, Gaurav Goel, Saurav Goel // Emergent Materials. – 2021. – Mode of access: https://doi.org/10.1007/s42247-021-00249-8 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

11. Fatigue behavior of Al0.5CoCrCuFeNi high entropy alloys [Electronic resource] / M. A. Hemphill [et al.] // Acta Materialia. – 2012. – Vol. 60, no. 16. – P. 5723 – 5734. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.06.046 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

12. What makes high-entropy alloys exceptional electrocatalysts? [Electronic resource] / Tobias Löffler [et al.] // Angewandte Chemie International Edition. – 2021. – Mode of access: https://doi.org/10.1002/anie.202109212 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

13. Microstructure and Mechanical Properties of High-Entropy Alloy Co20Cr26Fe20Mn20Ni14 Processed by High-Pressure Torsion at 77 K and 300 K [Electronic resource] / Jongun Moon [et al.] // Scientific Reports. – 2018. – Vol. 8, no. 1. – Mode of access: https://doi.org/10.1038/s41598-018-29446-y (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

14. Tsai M.-H. High-Entropy Alloys: A Critical Review [Electronic resource] / Ming-Hung Tsai, Jien-Wei Yeh // Materials Research Letters. – 2014. – Vol. 2, no. 3. – P. 107–123. – Mode of access: https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

15. A review on High-Temperature Applicability: A milestone for high entropy alloys [Electronic resource] / Sheetal Kumar Dewangan [et al.] // Engineering Science and Technology, an International Journal. – 2022. – P. 101211. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jestch.2022.101211 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

16. Hot deformation behaviour and processing map of Co-Cu-Fe-Ni-Ti eutectic high entropy alloy [Electronic resource] / Sumanta Samal [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 664. – P. 227–235. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.006 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

17. Polte J. Fundamental growth principles of colloidal metal nanoparticles – a new perspective [Electronic resource] / Jörg Polte // CrystEngComm. – 2015. – Vol. 17, no. 36. – P. 6809–6830. – Mode of access: https://doi.org/10.1039/c5ce01014d (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

18. Synthesis of monodisperse high entropy alloy nanocatalysts from core@shell nanoparticles [Electronic resource] / Yifan Chen [et al.] // Nanoscale Horizons. – 2021. – Vol. 6, no. 3. – P. 231–237. – Mode of access: https://doi.org/10.1039/d0nh00656d (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

19. Polymorphism in a high-entropy alloy [Electronic resource] / Fei Zhang [et al.] // Nature Communications. – 2017. – Vol. 8, no. 1. – Mode of access: https://doi.org/10.1038/ncomms15687 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

20. High-entropy alloys for water oxidation: a new class of electrocatalysts to look out for [Electronic resource] / Ravi Nandan [et al.] // Chemical Communications. – 2021. – Mode of access: https://doi.org/10.1039/d0cc06485h (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

21. Highly efficient decomposition of ammonia using high-entropy alloy catalysts [Electronic resource] / Pengfei Xie [et al.] // Nature Communications. – 2019. – Vol. 10, no. 1. – Mode of access: https://doi.org/10.1038/s41467-019-11848-9 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

22. Tsai K. Y. Sluggish diffusion in Co–Cr–Fe–Mn–Ni high-entropy alloys [Electronic resource] / K. Y. Tsai, M. H. Tsai, J. W. Yeh // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61, no. 13. – P. 4887–4897. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.04.058 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

23. Grain growth and the Hall–Petch relationship in a high-entropy FeCrNiCoMn alloy [Electronic resource] / W. H. Liu [et al.] // Scripta Materialia. – 2013. – Vol. 68, no. 7. – P. 526–529. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.12.002 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

24. High-entropy alloy: challenges and prospects [Electronic resource] / Y. F. Ye [et al.] // Materials Today. – 2016. – Vol. 19, no. 6. – P. 349–362. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.mattod.2015.11.026 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

25. Deformation and annealing behaviors of high-entropy alloy Al0.5CoCrCuFeNi [Electronic resource] / Che-Wei Tsai [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – Vol. 486, no. 1-2. – P. 427–435. – Mode of

access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.06.182 (date of access: 18.10.2024). – Title from screen.

26. Understanding the enhanced catalytic activity of high entropy alloys: from theory to experiment [Electronic resource] / Bing Wang [et al.] // Journal of Materials Chemistry A. – 2021. – Vol. 9, no. 35. – P. 19410–19438. – Mode of access: https://doi.org/10.1039/d1ta02718b (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

27. Ranganathan S. Alloyed pleasures: Multimetallic cocktails / S. Ranganathan // Current Science. – 2003. – Vol. 85, no. 5. – P. 1404–1406.

28. Microstructures and properties of high-entropy alloys [Electronic resource] / Yong Zhang [et al.] // Progress in Materials Science. – 2014. – Vol. 61. – P. 1–93. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

29. Relative effects of enthalpy and entropy on the phase stability of equiatomic high-entropy alloys [Electronic resource] / F. Otto [et al.] // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61, no. 7. – P. 2628–2638. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.01.042 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

30. Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTix with excellent room-temperature mechanical properties [Electronic resource] / Y. J. Zhou [et al.] // Applied Physics Letters. – 2007. – Vol. 90, no. 18. – P. 181904. – Mode of access: https://doi.org/10.1063/1.2734517 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

31. Kaufman L. The stability of metallic phases [Electronic resource] / Larry Kaufman // Progress in Materials Science. – 1969. – Vol. 14, no. 2. – P. 57–96. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/0079-6425(69)90001-2 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

32. Effects of boron on microstructure and properties of microwave sintered FeCoNi1.5CuY0.2 high-entropy alloy [Electronic resource] / Li Guirong [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – P. 157848. – Mode of

access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157848 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

33. Amiri A. Recent progress of high-entropy materials for energy storage and conversion [Electronic resource] / Azadeh Amiri, Reza Shahbazian-Yassar // Journal of Materials Chemistry A. – 2021. – Mode of access: https://doi.org/10.1039/d0ta09578h (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

34. Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys [Electronic resource] / Y. Zhang [et al.] // Advanced Engineering Materials. – 2008. – Vol. 10, no. 6. – P. 534–538. – Mode of access: https://doi.org/10.1002/adem.200700240 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

35. High-Entropy Oxides: Fundamental Aspects and Electrochemical Properties [Electronic resource] / Abhishek Sarkar [et al.] // Advanced Materials. – 2019. – Vol. 31, no. 26. – P. 1806236. – Mode of access: https://doi.org/10.1002/adma.201806236 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

36. Early Theories of Alloy-Phase Stability [Electronic resource] // Hume-Rothery Rules for Structurally Complex Alloy Phases. – 2016. – P. 51–62. – Mode of access: https://doi.org/10.1201/b10324-5 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

37. A hexagonal close-packed high-entropy alloy: The effect of entropy [Electronic resource] / Y. J. Zhao [et al.] // Materials & Design. – 2016. – Vol. 96. – P. 10–15. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.149 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

38. Zhang W. Science and technology in high-entropy alloys [Electronic resource] / Weiran Zhang, Peter K. Liaw, Yong Zhang // Science China Materials. – 2018. – Vol. 61, no. 1. – P. 2–22. – Mode of access: https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

39. Vaidya M. High-entropy alloys by mechanical alloying: A review [Electronic resource] / Mayur Vaidya, Garlapati Mohan Muralikrishna, Budaraju Srinivasa Murty // Journal of Materials Research. – 2019. – Vol. 34, no. 5. – P. 664–686. – Mode of access: https://doi.org/10.1557/jmr.2019.37 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

40. Manufacturing Methods, Microstructural and Mechanical Properties Evolutions of High-Entropy Alloys: A Review [Electronic resource] / Yaser A. Alshataif [et al.] // Metals and Materials International. – 2019. – Vol. 26, no. 8. – P. 1099–1133. – Mode of access: https://doi.org/10.1007/s12540-019-00565-z (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

41. Research Progress of Titanium-Based High Entropy Alloy: Methods, Properties, and Applications [Electronic resource] / Ning Ma [et al.] // Frontiers in Bioengineering and Biotechnology. – 2020. – Vol. 8. – Mode of access: https://doi.org/10.3389/fbioe.2020.603522 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

42. Effect of Mo content on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiMox HEA coatings deposited by high power impulse magnetron sputtering [Electronic resource] / Valentina Zin [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2023. – P. 130244. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.130244 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

43. Review on wear resistance of laser cladding high-entropy alloy coatings [Electronic resource] / Dingding Xiang [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.11.138 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

44. Research and progress of laser cladding on engineering alloys: A review [Electronic resource] / Yanan Liu [et al.] // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 66. – P. 341–363. – Mode of

access: https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.03.061 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

45. Microstructures and mechanical properties of CoCrFeMnNiV high entropy alloy films [Electronic resource] / Shuang Fang [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 820. – P. 153388. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153388 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

46. Towards a greater understanding of serrated flows in an Al-containing high-entropy-based alloy [Electronic resource] / J. Brechtl [et al.] // International Journal of Plasticity. – 2019. – Vol. 115. – P. 71–92. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2018.11.011 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

47. Effect of Fe content upon the microstructures and mechanical properties of FexCoNiCu high entropy alloys [Electronic resource] / Huan Qiu [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 769. – P. 138514. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138514 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

48. Effects of Co and Ti on microstructure and mechanical behavior of Al0.75FeNiCrCo high entropy alloy prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering [Electronic resource] / Zhen Chen [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Vol. 648. – P. 217–224. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.056 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

49. Preparation and effect of vanadium addition on the mechanical properties of CoCrFeNiVx high-entropy alloy [Electronic resource] / Mengjun Hu [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.11.180 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

50. Effects of Ti content on the tensile ductility, lattice distortion and mechanical properties of VNbTaTi refractory high-entropy alloys [Electronic

resource] / Lingjie Yang [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.04.091 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

51. Relationship between strength and uniform elongation of metals based on an exponential hardening law [Electronic resource] / Zhenjun Zhang [et al.] // Acta Materialia. – 2022. – Vol. 231. – P. 117866. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.117866 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

52. Influence of Cr content on the microstructure and mechanical properties of CrxFeNiCu high entropy alloys [Electronic resource] / Hao Wu [et al.] // Progress in Natural Science: Materials International. – 2020. – Vol. 30, no. 2. – P. 239–245. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2020.01.012 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

53. Effects of Nb content on the microstructure and properties of CoCrFeMnNiNbx high-entropy alloy coatings by laser cladding [Electronic resource] / Meiyan Feng [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 28. – P. 3835 – 3848. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.01.002 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

54. Influence of the Al Content on the Microstructure and Mechanical Properties of (CoCrFeNiMn)100-XAlX (X = 5, 10, 16.6) High-entropy Alloys Prepared of Mechanical Alloying [Electronic resource] / Hana Thürlová [et al.] // Microscopy and Microanalysis. – 2023. – Vol. 29, Supplement_1. – P. 1531–1532. – Mode of access: https://doi.org/10.1093/micmic/ozad067.788 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

55. Microstructures and mechanical properties of in-situ FeCrNiCu high entropy alloy matrix composites reinforced with NbC particles [Electronic resource] / Hao Wu [et al.] // Intermetallics. – 2020. – Vol. 127. – P. 106983. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106983 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

56. Effect of NiCoFeAlTi high entropy intermetallic reinforcement particle size on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeMnNi high-entropy alloy composites fabricated by selective laser melting. [Electronic resource] / Zhiyu Zhang [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2023. – P. 169417. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.169417 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

57. Influences of Si and C addition on microstructure and mechanical properties of Fe2.5CoNiCu high-entropy alloy [Electronic resource] / Jian WU [et al.] // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2023. – Vol. 33, no. 11. – P. 3406–3417. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/s1003-6326(23)66342-3 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

58. The effect of interstitial carbon on the mechanical properties and dislocation substructure evolution in Fe40.4Ni11.3Mn34.8Al7.5Cr6 high entropy alloys [Electronic resource] / Zhangwei Wang [et al.] // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 120. – P. 228–239. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.072 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

59. Heavy carbon alloyed FCC-structured high entropy alloy with excellent combination of strength and ductility [Electronic resource] / L. B. Chen [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 716. – P. 150–156. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.01.045 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

60. In situ synthesis of N-containing CoCrFeNi high entropy alloys with enhanced properties fabricated by selective laser melting [Electronic resource] / Yongyun Zhang [et al.] // Materials & Design. – 2023. – Vol. 229. – P. 111891. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111891 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

61. Influences of nitrogen alloying on microstructural evolution and tensile properties of CoCrFeMnNi high-entropy alloy treated by cold-rolling and subsequent annealing [Electronic resource] / Feng Xiong [et al.] // Materials Science

and Engineering: A. – 2020. – Vol. 787. – P. 139472. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139472 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

62. Haase C. Influence of deformation and annealing twinning on the microstructure and texture evolution of face-centered cubic high-entropy alloys [Electronic resource] / Christian Haase, Luis A. Barrales-Mora // Acta Materialia. – 2018. – Vol. 150. – P. 88 – 103. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.02.048 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

63. Effects of nitrogen alloying and friction stir processing on the microstructures and mechanical properties of CoCrFeMnNi high-entropy alloys [Electronic resource] / Feng Xiong [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 822. – P. 153512. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153512 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

64. Effects of boron on microstructure and properties of microwave sintered FeCoNi1.5CuY0.2 high-entropy alloy [Electronic resource] / Li Guirong [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – P. 157848. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157848 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

65. Effects of Boron Content on microstructure and mechanical properties of AlFeCoNiBx High Entropy Alloy Prepared by vacuum arc melting [Electronic resource] / Lili Hou [et al.] // Vacuum. – 2019. – Vol. 164. – P. 212–218. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.03.019 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

66. Mahlami C. S. Mechanical properties and microstructure evaluation of high manganese steel alloyed with vanadium [Electronic resource] / C. S. Mahlami, X. Pan // INTERNATIONAL CONFERENCE ON FUNCTIONAL MATERIALS, CHARACTERIZATION, SOLID STATE PHYSICS, POWER, THERMAL AND COMBUSTION ENERGY: FCSPTC-2017, Andhra Pradesh, India. – 2017. – Mode of access: https://doi.org/10.1063/1.4990236 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

67. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties [Electronic resource] / J. Y. He [et al.] // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 102. – P. 187 – 196. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.08.076 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

68. Zhang C. Evolution of the microstructure and properties of laser-clad FeCrNiCoBx high-entropy alloy coatings [Electronic resource] / C. Zhang, G. J. Chen, P. Q. Dai // Materials Science and Technology. – 2016. – Vol. 32, no. 16. – P. 1666 – 1672. – Mode of access: https://doi.org/10.1080/02670836.2015.1138035 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

69. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes [Electronic resource] / J. W. Yeh [et al.] // Advanced Engineering Materials. – 2004. – Vol. 6, no. 5. – P. 299–303. – Mode of access: https://doi.org/10.1002/adem.200300567 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

70. Glicksman M. E. Principles of Solidification [Electronic resource] / Martin Eden Glicksman. – New York, NY : Springer New York, 2011. – Mode of access: https://doi.org/10.1007/978-1-4419-7344-3 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

71. Huang Y.-S. Recent Patents on High-Entropy Alloy [Electronic resource] / Yuan-Sheng Huang // Recent Patents on Materials Sciencee. – 2009. – Vol. 2, no. 2. – P. 154 – 157. – Mode of access: https://doi.org/10.2174/1874464810902020154 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

72. Microstructures and properties of high-entropy alloys [Electronic resource] / Yong Zhang [et al.] // Progress in Materials Science. – 2014. – Vol. 61. – P. 1–93. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

73. High-Entropy Alloys / S. Ranganathan [et al.]. – Elsevier, 2019. – 388 p.

74. High-entropy alloy: challenges and prospects [Electronic resource] / Y. F. Ye [et al.] // Materials Today. – 2016. – Vol. 19, no. 6. – P. 349–362. – Mode of

access: https://doi.org/10.1016/j.mattod.2015.11.026 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

75. Formation rules of single phase solid solution in high entropy alloys [Electronic resource] / L. Jiang [et al.] // Materials Science and Technology. – 2016. – P. 1– 5. – Mode of access: https://doi.org/10.1179/1743284715y.0000000130 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

76. V B. Development of high entropy alloys (HEAs): Current trends [Electronic resource] / Balaji V, Anthony Xavior M // Heliyon. – 2024. – P. e26464. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e26464 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

77. Бурмак А.П. Сучасні експериментальні методи аналізу низькорозмірних структур: лабораторний практикум [текст] : навч. посіб. Для студ. Спеціальності 132 «Матеріалознавство», освітньої програми «Інжиніринг та комп'ютерне моделювання в матеріалознавстві» / КПІ ім. Ігоря Сікорського; уклад.: М.В. Карпець, С.І. Сидоренко, А.П. Бурмак. – Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2021. – 116 с

78. Cullity B. Elements of X-Ray Diffraction / B. Cullity, S. Stock. – 3rd ed. – Harlow : Pearson Education Limited, 2014. – 654 p. – ISBN 1-292-04054-8; ISBN 978-1-292-04054-7.

79. Кушта Г.П. Рентгенографія металів [Текст] / Г.П. Кушта. – Львів : Вища школа, 1979. – 386 с.

80. Баррет Ч.С. Структура металів: в 2-х томах [Текст] / Ч.С. Баррет, Т.Б. Массальський ; ред. М.Л. Бернштейн ; пер. з англ. А.М. Бернштейн, С.В. Добаткін. – М. : Металургія, 1984. – Т. 1. – 354 с.

81. Fracture toughness of cemented carbides: testing method and microstructural effects [Electronic resource] / Saad Sheikh [et al.] // International journal of refractory metals and hard materials. – 2015. – Vol. 49. – P. 153–160. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.08.018. – Title from screen. – Date of access : 20.05.2023

82. 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. – Київ : Гаран-Сервіс, 2011. – 144 с

83. Гогаєв К. О. Визначення формуємості порошку за допомогою балу формуємості / К. О. Гогаєв, О. К. Радченко, М. Г. Аскеров // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії : зб. наук. праць. – Краматорськ : ДГМА, 2007. – № 1 (7). – С. 28–33.

84. GUO S. Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase [Electronic resource] / Sheng GUO, C. T. LIU // Progress in Natural Science: Materials International. – 2011. – Vol. 21, no. 6. – P. 433–446. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/s1002-0071(12)60080-x (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

85. Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu–Ni–Al–Co–Cr–Fe–Si alloy systems with multi-principal elements [Electronic resource] / Jien-Wei Yeh [et al.] // Materials Chemistry and Physics. – 2007. – Vol. 103, no. 1. – P. 41 – 46. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2007.01.003 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

86. Formation of supersaturated solid solutions by mechanical alloying [Electronic resource] / B. L. Huang [et al.] // Nanostructured Materials. – 1996. – Vol. 7, no. 1-2. – P. 67–79. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/0965-9773(95)00299-5 (date of access: 30.10.2024). – Title from screen.

87. Suryanarayana C. Mechanical Alloying: A Novel Technique to Synthesize Advanced Materials [Electronic resource] / Challapalli Suryanarayana // Research. – 2019. – Vol. 2019. – P. 1–17. – Mode of access: https://doi.org/10.34133/2019/4219812 (date of access: 17.12.2024). – Title from screen.

88. Structure formation and mechanical properties of the high-entropy AlCuNiFeCr alloy prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering [Electronic resource] / A. I. Yurkova [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. –

2019. – Vol. 786. – P. 139–148. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.01.341 (date of access: 17.12.2024). – Title from screen.

89. Effect of Y2O3 addition on the microstructure and mechanical properties of an Al1.8CoCrCu0.5FeNi BCC HEA [Electronic resource] / Eduardo Reverte [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2023. – P. 170647. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170647 (date of access: 17.12.2024). – Title from screen.

90. Microstructure, mechanical, and magnetic properties of powder metallurgy FeCoNiSi-Cu, FeCoNiSi-Mn, and FeCoNiSi-Tiequiatomic HEAs manufactured by spark plasma sintering. [Electronic resource] / Shimaa Abolkassem [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.11.252 (date of access: 17.12.2024). – Title from screen.

91. Zhang H. Enhanced hardness and fracture toughness of the laser-solidified FeCoNiCrCuTiMoAlSiB0.5 high-entropy alloy by martensite strengthening [Electronic resource] / Hui Zhang, Yizhu He, Ye Pan // Scripta Materialia. – 2013. – Vol. 69, no. 4. – P. 342–345. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.05.020 (date of access: 17.12.2024). – Title from screen.

92. Microstructure and mechanical properties of Al20−xCr20+0.5xFe20Co20Ni20+0.5x high entropy alloys [Electronic resource] / Chen Chen [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – Vol. 659. – P. 279–287. – Mode of access: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.10.258 (date of access: 17.12.2024). – Title from screen.

93. Compressive vs. tensile yield and fracture toughness behavior of a body-centered cubic refractory high-entropy superalloy Al0.5Nb1.25Ta1.25TiZr at temperatures from ambient to 1200°C [Electronic resource] / Punit Kumar [et al.] // Acta Materialia. – 2022. – P. 118620. – Mode of

access: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118620 (date of access: 17.12.2024). – Title from screen.

94. Закон України "Про охорону праці", [Електронний ресурс] : від 21.11.2002, № 229-IV / Верховна Рада України. – Режим доступу : https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/2694-12#Text

95. Наказ "Про затвердження Вимог безпеки та захисту здоров'я під час використання виробничого обладнання працівниками", [Електронний ресурс] : від 28.12.2017, № 2072 / Міністерство юстиції України . – Режим доступу : https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0097-18#Text

96. Гігієнічні регламенти біологічних речовин у повітрі робочої зони [Електронний ресурс] : Наказ МОЗ України від 14.07.2020 р. № 1596. – Режим доступу: https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0742-20#Text

97. Засоби індивідуального захисту органів дихання. Класифікація [Текст] : (EN 133:2001, idt) : ДСТУ EN 133:2005. – [Чинний з 2006-01-07]. – Київ : ДСТУ, 2005.

98. Державні санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку [Текст] : ДСН 3.3.6.037-99. – [Чинний з 1999-01-07]. – Київ : Міністерство охорони здоров'я України, 1999.

99. Державні будівельні норми природного та штучного освітлення : ДБН В 2.5-28-2006. – [Чинний від 2006- 10-01]. – К. : Держстандарт України, 2008. – 79 с.

100. Будинки і споруди. Будинки адміністративного та побутового призначення [Текст] : ДБН В.2.2-28:2010. – [Чинний з 2011-10-01]. – Київ : Мінрегіонбуд України, 2010. – 52 с

101. Розділ з охорони праці в дипломних роботах: Рекомендації до виконання [Електронний ресурс] : навч. посіб. для здобувачів ступеня бакалавра спеціальностей 132 «Матеріалознавство» та 136 «Металургія» / КПІ ім. Ігоря Сікорського ; уклад.: О.Г. Левченко, Г.В. Демчук. – Електронні текстові дані (1 файл: 90,9 Кбайт). – Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2021. –

16 с. – Режим доступу : https://opcb.kpi.ua/wp-content/uploads/2015/05/02-Розділ-з-охорони-праці-бакалавр-ІФФ.pdf

102. Правила улаштування електроустановок. ПУЕ-2017. – Київ : Держстандарт України, 2017. – 617 с.

103. Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою [Текст] : ДСТУ Б В.1.1-36:2016. – [Чинний з 2017-01-01]. – Київ : Мінрегіонбуд України, 2016. – 61 с.

104. Охорона праці та цивільний захист / О.Г. Левченко, О.І. Полукаров, В.В. Зацарний та ін. // За ред. О.Г. Левченка. - К.: Основа, 2019. – 472 с.