

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

Інженерно-фізичний факультет

Високотемпературних матеріалів та порошкової металургії

«На правах рукопису»

УДК 620,2:669,71

«До захисту допущено»

Завідувач кафедри

\_\_\_\_\_ Мазур В. І.

(підпис) (ініціали, прізвище)

“ \_\_\_ ” \_\_\_\_\_ 2019 р.

**Магістерська дисертація**

**за освітньо-професійною програмою**

**Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів**

зі спеціальності

132 Матеріалознавство

на тему: Мікроструктура та фазовий склад лігатурногосплаву Al-W-Me (Me=Co, Mo, Ni, Fe, Ti).

Виконав (-ла): магістрант (-ка) 2 курсу, групи ФН-81МП  
(шифр групи)

Ван Бо

(прізвище, ім'я, по батькові)

\_\_\_\_\_ (підпис)

Науковий керівник Доктор техн. наука, професор, Мазур В. І.

(посада, науковий ступінь, вчене звання, прізвище та ініціали)

\_\_\_\_\_ (підпис)

Консультант з економічної частини, Доцент, к.е.н., Петренко К. В.

\_\_\_\_\_ (назва розділу)

\_\_\_\_\_ (науковий ступінь, вчене звання, прізвище, ініціали)

\_\_\_\_\_ (підпис)

Консультант з охорони праці, ст. викладач, д.т.н., Арламов О. Ю.

(назва розділу)

(науковий ступінь, вчене звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Нормоконтроль доцент, к.т.н., Бірюкович Л. О.

(науковий ступінь, вчене звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Рецензент \_\_\_\_\_

(посада, науковий ступінь, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

(підпис)

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

Магістрант \_\_\_\_\_

(підпис)

Київ – 2019 року

**Національний технічний університет України**  
**“Київський політехнічний інститут” імені Ігоря Сікорського**

Факультет	Інженерно-фізичний
Кафедра	Високотемпературних матеріалів та порошкової металургії
Рівень вищої освіти	132 МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО
Спеціальність	Нанотехнології та комп’ютерний дизайн матеріалів
Освітньо-професійна програма	Нанотехнології та комп’ютерний дизайн матеріалів
Вибірковий блок	Нанотехнології та комп’ютерний дизайн матеріалів

“ЗАТВЕРДЖУЮ”

В. о. завідувача кафедри

Мазур В. І. \_\_\_\_\_

(прізвище ініціали)                      (підпис)

“ \_\_\_ ” \_\_\_\_\_ 2019 р.

## ЗАВДАННЯ

на магістерську дисертацію магістранту

Ван Бо

(прізвище, ім’я, по батькові)

1. Тема дисертації: Мікроструктура та фазовий склад лігатурносплаву Al-W-Me (Me=Co, Mo, Ni, Fe, Ti)

2. Науковий керівник: Мазур В. І., доктор техн. наука, професор

(посада, науковий ступінь, вчене звання, прізвище та ініціали)

затверджений наказом по університету від \_\_13.11\_\_ 2019 року № 248/19-сі

2. Строк подання дисертації: \_\_\_\_\_

3. Вихідні дані до дисертації:

При дослідженні сплавів Al-Ti виникають експериментальні труднощі, які обумовлені тим, що компоненти Al та W та інші, що входять в ці сплави, відрізняються великою різницею температур плавлення та щільністю, Це ускладнює технологію сплавлення цих компонентів. Позитивні результати дає метод лігатур Al-W-Me. Але для цього потрібно знати закономірності сплавлення Al і W та інші в напіврідкому стані. Це визначає актуальність теми роботи.

4. Зміст пояснювальної записки (перелік питань, що їх належить розробити):

4.1 Провести аналіз літератури по темі;

4.2 Провести аналіз діаграми фазових рівноваг в системі Al-W;

4.3 Показати будову вакуумної дугової печі;

4.4 Приготувати порошкову шихту для отримання литого лігатурного сплаву;

4.5 Виплавити зразки сплаву Al-30% (мас.), Al-30% (мас.) (W+Me) та Al-3% (мас.) (W+Me);

4.6 Дослідити мікроструктуру, фазовий склад та мікротвердість структурних складових.

4.7 Побудувати структурну модель мікроскопічної кінетики фазових перетворень при кристалізації сплаву Al-W-Me;

5. Перелік графічного матеріалу:

5.1 Діаграма фазових рівноваг Al-W;

- 5.2 Загальний вид ВДП вакуумна дугова піч;
- 5.3 Етапи підготовки вакуумно-дугової плавки;
- 5.4 Мікоструктури сплаву;
- 5.5 Мікрорентгеноспектральний аналіз фазових складових;
- 5.6 Рентгенофазовий аналіз (спектри);
- 5.7 Таблиця мікротвердості.

#### 6. Консультанти розділів дисертації

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Економічний розділ	Доцент, к.е.н., Петренко К. В.		
Розділ охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях	Ст. викладач, д.т.н., Арламов О. Ю.		

7. Дата видачі завдання: \_\_\_\_\_ 2019 р.

## КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ п/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Строк виконання етапів магістерської дисертації	Примітка*
1	Проведення аналізу літератури по темі та аналіз діаграми фазових рівноваг в системі Al-W	1.11.2019	
2	Показати будову вакуумної дугової таприготувати порошкову шихту	06.11.2019	
3	Проведення експериментальних досліджень: отримання легованого сплаву	15.11.2019	
4	Дослідити мікроструктуру, фазовий склад та мікротвердість структурних складових	22.11.2019	
5	Обробка експериментальних даних	27.11.2019	
6	Оформлення розділу охорона праці	29.11.2019	
7	Розробка розділу охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях	02.12.2019	
8	Розробка енергетичного розділу	03.12.2019	
9	Розробка організаційного розділу	04.12.2019	
10	Розробка економічного розділу тастартап-проекту	06.12.2019	
11	Переглянути та скоригувати дисертацію	08.12.2019	

Магістрант

\_\_\_\_\_

(ініціали та прізвище)

Науковий керівник дисертації

\_\_\_\_\_

\_\_\_\_\_

\* відмітка про виконання із підписом керівника

(ініціали та прізвище)

## РЕФЕРАТ

Магістерська дисертація: 116 стор., 73 рис., 67 табл., 31 літ. дж.

Al-W-Me СПЛАВ, ФАЗИ, МІКРОСТРУКТУРА, РОЗЧИНЕННЯ, ФАЗОВІ РІВНОВАГИ, МІКРОВЕРДІСТЬ.

Об'єкт дослідження – Процеси структуроутворення в сплаві 70 % (мас.) Al – 30 % (мас.) (W+Me) в напіврідкому стані.

Предмет дослідження – Фази, мікроструктура та мікротвердість сплавів 70 % (мас.) Al – 30 % (мас.) (W+Me).

Мета роботи – Дослідити послідовність утворення твердих фаз при розчиненні W, Mo, Ti, Co, Ni, Fe в рідкому Al.

Метод дослідження – Мікроаналіз (світлова та електронна мікроскопія, мікрорентгеноспектральний аналіз), рентгенофазовий аналіз, виміри мікротвердості.

Визначено закономірності утворення проміжних фаз при розчиненні W в рідкому Al. Встановлено, що утворення проміжних фаз відбувається на фазовій границі Al/W і в рідкому сплаві. При цьому значну роль при розчиненні W відіграє ефект Ребіндера.

Проведено моделювання процесу розчинення з утворенням нових фаз згідно з діаграмою фазових рівноваг Al-W-Me.

Впровадження визначених закономірностей в технологію сплавів Al-Ti-W дасть змогу знизити брак по хімічній неоднорідності сплавів та підвищити їх властивості.

## ABSTRACT

Master's Thesis: 116 page, 73 figures, 67 tables, 31 references.

Al-W-Me ALLOYS, PHASES, MICROSTRUCTURE, DISSOLUTION, PHASE EQUILIBRIES, MICROVERSITY.

Object of study – Structural formation processes in alloy 70% (wt.) Al – 30% (wt.) (W + Me) in semi-liquid state.

Subject of study – Phases, microstructure and microhardness of alloys 70% (wt.) Al – 30% (wt.) (W + Me).

Purpose – To investigate the sequence of formation of solids during dissolution of W, Mo, Ti, Co, Ni, Fe in liquid Al.

Method of study – Microanalysis (light and electron microscopy, micro-X-ray spectral analysis), X-ray phase analysis, micro-vertex measurements.

The regularities of the formation of intermediate phases in the dissolution of W in liquid Al have been determined. It is established that the formation of intermediate phases occurs in the liquid alloy and at the Al / W phase boundary. In this case, the Redinger effect plays a significant role in dissolving W.

The dissolution process with the formation of new phases is simulated according to the Al-W-Me phase equilibrium diagram.

The introduction of certain regularities into the technology of Al-Ti-W alloys will reduce the lack of chemical heterogeneity of the alloys and increase their properties.

## ЗМІСТ

ВСТУП.....	13
1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД.....	15
1.1 Аналіз сплаву.....	15
1.2 Аналіз бінарної фазової діаграми Al-W.....	21
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	27
2.1 Опис приладів для дослідження.....	27
2.2 Підготовка переплавлення.....	37
2.3 Виплавка сплавів в вакуумній дуговій печі.....	40
2.4 Різання зразків.....	42
2.5 Запресока зразків.....	43
2.6 Шліфування зразків.....	43
2.7 Щавлення зразків.....	44
3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ.....	46
3.1 Аналіз компонентів.....	46
3.2 Скануючий електронний мікроскопічний аналіз сплаву.....	48
3.3 Рентгеноструктурний аналіз зразків.....	72
3.4 Випробування на мікротвердість та металографічний мікроскопаналіз сплавів.....	93
4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ	104
4.1 Небезпечні і шкідливі виробничі фактори.....	104

	11
4.2 Наводяться технологічних процесів .....	105
4.3 Вимоги безпеки праці.....	107
4.4 Електробезпека .....	109
4.5 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях.....	110
5 ЕНЕРГЕТИЧНИЙ РОЗДІЛ .....	114
6 ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ РОЗДІЛ .....	119
7 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ.....	120
7.1 Науково-технічна актуальність НДР .....	120
7.2 Розрахунок витрат на проведення НДР .....	120
7.3 Науково-технічна ефективність НДР.....	125
8 РОЗРОБЛЕННЯ СТАРТАП-ПРОЕКТУ .....	129
8.1 Опис ідеї Стартап-проекту .....	129
8.2 Аналіз техніко-економічних переваг .....	129
8.3 Технологічний аудит ідеї проекту.....	130
8.4 Аналіз ринкових можливостей запуску Стартап-проекту.....	131
8.5 Аналіз ринку збуту товару.....	132
8.6 Аналіз факторів загроз .....	133
8.7 Ступеневий аналіз конкуренції на ринку .....	134
8.8 SWOT – аналіз Стартап-проекту.....	135
8.9 Визначення ключових переваг концепції потенційного технології .....	136
ВИСНОВКИ .....	138

	12
CONCLUSIONS.....	140
ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ.....	142

## ВСТУП

Приготування високотемпературних конструкційних сплавів на основі системи Ti-Al, які вміщують в якості компонентів такі тугоплавкі метали, як W, Mo, V, пов'язано з проблемою вибору оптимальної технології при розчиненні тугоплавких елементів в легкоплавкому рідкому сплаві. При температурах 1500 °C – 1800 °C швидкість розчинення тугоплавких компонентів ще досить мала, а швидкість випаровування рідкого алюмінію в вакуумі або аргоні – досить велика.

У цій дисертації в якості об'єкта дослідження слугував лігатурний сплав Al-W з добавками Co, Ni, Fe, Mo та Ti. Існує дуже велика різниця в температурі плавлення і щільності між алюмінієм і вольфрамом (температура плавлення вольфраму 3683 К, щільність 19,3 г/см<sup>3</sup>, і алюміній температура плавлення 993,5 К, щільність 2,7 г/см<sup>3</sup>, температура кипіння – 2740 К. Навіть якщо його змішувати шляхом плавлення окремо, це перешкоджатиме утворенню фази сплаву через стратифікацію сили тяжіння. Тому в даній роботі було використано метод лігатур, Вирішено проблему плавлення алюмінієво-вольфрамового сплаву.

Порошки компонентів перемішували, компактували при 20 °C. Отримані таблетки переплавляли в вакуумній дуговій електропечі в атмосфері аргону на водоохолоджуваному мідному поді. Мікроструктуру зливків досліджували на світловому (МІМ-8) та скануючому електронному мікроскопі (РЕМ-106И) фазовий аналіз проводили на рентгенівському дифрактометрі UltimaIV фірми RIGAKU. Мікротвердість сплаву вимірювали на твердомірі MHV-1000 Vickers.

Проведено аналіз процесу утворення основної фази Al<sub>4</sub>W, а також її мікроструктури та мікротвердісті. Були проаналізовані інші фази та причини формування сплаву Al-W-Me, а також структура решітки фаз та їх мікротвердість, а також вплив фаз, які не є Al-W фаза. Мікротвердість та мікроструктура сплаву були проаналізовані шляхом порівняння з бінарним алюмінієво-вольфрамовим

СПЛАВОМ.

## 1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

### 1.1 Аналіз сплаву

Матеріал є матеріальною основою для всіх виробничих і життєвих рівнів в людському суспільстві, а рівень його розвитку є віхою в прогресі людського суспільства. Найшвидший розвиток металевих матеріалів відбувається за останні сто років. Завдяки невпинним зусиллям, матеріальні працівники досягли значних успіхів у вдосконаленні різних властивостей металевих матеріалів, дозволяючи матеріалам адаптуватися до вимог багатьох середовищ спеціального використання та розширюватись. Завдяки діапазону застосування металевих матеріалів, при постійному розвитку високотехнологічних сфер, таких як аерокосмічний, автомобільний, національний оборонний та електронний зв'язок, люди висунули більш високі вимоги до продуктивності матеріалів, і необхідно терміново розробити групу високоміцних, зносостійких та стійких. Нові леговані матеріали з характеристиками корозії, високої температури, пожежі, вибуху, простого різання, легкого та надлегкого полірування [1], [2]. Алюмінієво-вольфрамовий сплав – це новий тип конструкційних матеріалів, який Китай почав розробляти. Це високоміцний алюмінієвий сплав із широкими перспективами розвитку, він відповідає потребам цього часу і, як очікується, стане структурним матеріалом нового покоління броньованих матеріалів та аерокосмічних двигунів.

Однак з фазової діаграми алюмінієво-вольфрамових сплавів (рис. 1.1) видно, що майже немає твердої фази розчину, а лише інтерметалічні складні фази, такі як  $Al_{12}W$ ,  $Al_4W$ ,  $Al_5W$ ,  $Al_2W$ ,  $Al_7W_3$ ,  $Al_{77}W_{23}$ . З іншого боку, існує дуже велика різниця в температурі плавлення і щільності між алюмінієм і вольфрамом (температура плавлення вольфраму 3683 К, щільність 19,3 г/см<sup>3</sup>, і алюміній температура плавлення 993,5 К, щільність 2,7 г/см<sup>3</sup>, температура кипіння – 2740 К. Навіть якщо його змішувати шляхом плавлення окремо, це перешкоджатиме утворенню фази сплаву через стратифікацію сили тяжіння, тому алюмінієво-вольфрамовий сплав не може бути приготований звичайним методом термодинамічної рівноваги, таким

як високотемпературне плавлення [3].

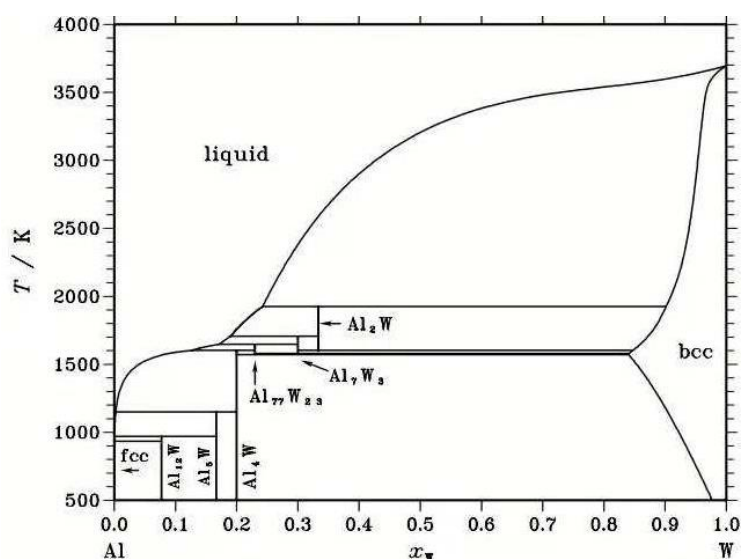


Рисунок 1.1 – Діаграма фазових рівноваг в системі Al-W [4]

Багато дослідників використовували технологію механічного легування (МА) для приготування різноманітних порошків із алюмінієво-вольфрамового сплаву, таких як Al20W80, Al40W60, Al50W50, Al60W40 та Al75W25 (число представляє відсоток кожного компонента в порошку) та інших надтвердих сплавів розчину. Порошок, зразок алюмінієво-вольфрамового сплаву високої твердості готували з твердістю (приблизно в 2 – 3 рази, ніж з чистого вольфраму, і в 80 – 90 разів з чистого алюмінію) – Zhang Fuxiang [5] та Ouyang Yifang [6]. В процесі 250-годинного механічного легування сплаву з'являється нова оцк-фаза  $Al_{0,5}W_{0,5}$ . А порошок сплаву, що має максимальну розчинність у твердій речовині 50 ат. % алюмінію, розчиненого в вольфрамі, готували механічним легуванням. Однак використання в Китаї алюмінієво-вольфрамового порошку як сировини, що переробляється, все ще недостатньо, а алюмінієво-вольфрамовий порошок додають до алюмінієвого сплаву як армуючу фазу для приготування композиційного матеріалу. Встановлено, що частинки порошку Al86W14 є хорошою фазою посилення синтезу алюмінієвих матричних композитів і отримують алюмінієві матричні композити 7075-Al86W14 з відмінними механічними властивостями, такими як міцність. Міцність була 810 МПа, межа

плинності – 642 МПа, а подовження – 1,3 %. Порівняння з стандартними сплавами дано в таблиці 1.1.

Таблиця 1.1 – Механічні властивостей деформованих алюмінієвих сплавів [7]

Сплав і його стан	вид напівфабрикату	Е	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\delta$	$\psi$	$\tau_{cp}$	НВ	$\sigma_{-1}$
		ГПа	МПа	МПа	%		МПа	-	МПа
В95пчТ1	лист, листи катані, поперечного напрямку	72	500	570	12	27	320	-	160
В95очТ1									
В95пчТ2		72	450	530	12	30	320	150	140
В95очТ2									
В95пчТ3		72	410	500	12	34	310	140	140
В95очТ3									
В95очТ1	профілі пресовані	72	550	600	12	20	330	160	180
ПОКОВКИ ШТАМПОВКИ									
В93пчТ2	поздовжній напрямок	72	440	470	10	30	310	125	140
	висотний напрямок	72	440	470	5	10	310	-	-
В93пчТ3	поздовжній напрямок	72	360	440	12	40	290	115	130
	висотний напрямок	-	360	440	6	15	290	115	-
1933Т3	поздовжній напрямок	-	390	460	11	-	-	-	-
	висотний напрямок	-	380	450	8	-	-	-	-
В96Ц3Т	поздовжній напрямок	71	600	630	10	25	-	175	170
	поперечний напрямок	71	480	540	12	35	340	155	170
В96Ц3Т3	профілі пресовані, поздовжній напрямок	-	680	720	6	-	-	-	-
В96Ц1Т1									
В96Ц1Т2	профілі пресовані, поздовжній напрямок	-	630	660	8	14	-	-	-
ВАД23Т1	листи катані	-	500	560	5	-	-	-	140
	профілі прутки пресовані	76	550	590	5	-	340	150	160

$\sigma_{0,2}$  – межа плинності (умовний), напруга, при якому залишкове подовження досягає 0,2 %.

$\sigma_B$  – тимчасовий опір розриву, напруга, відповідні найбільшому навантаженню, що передують руйнуванню зразка.

$\delta$  – відносне подовження після розриву.

$\psi$  – відносне звуження після розриву.

$\tau_{cp}$  – напруга зрізу. HB - твердість по Брінеллю.

$\sigma_{-1}$  – межа витривалості.

Деякі науково-дослідні установи в Китаї вже додали в певні алюмінієві сплави частинки порошку вольфрамівно-алюмінієвого сплаву в якості підсилувальної фази для отримання композитних матеріалів на основі алюмінію з чудовими комплексними характеристиками. Це – B95 та B93 алюмінієві сплави з високою міцністю та хорошою корозійною стійкістю.

Xue Yong [8], [9] та ін. вивчали екструзійне формування алюмінієво-вольфрамівного порошкового сплаву та визначали параметри процесу холодного пресування та гарячого пресування порошку алюмінієво-вольфрамівного сплаву під час екструзії. Отримані екструзії були з точки зору щільності досягали 99 %. Zhang Zhiming [10], [11] та ін. вивчали процес витиснення вихрової пластини з алюмінієво-вольфрамівного порошкового сплаву. Результати показують, що при безперервному виникненні справжньої деформації напруга потоку матеріалу спочатку збільшується, а потім зменшується і з часом стабілізується. Характеристика динамічного відновлення та перекристалізації стає все більш очевидною. В роботі Wang Qianqian [12] порошок Al-W, отриманий механічним легуванням є частиною заготовки високої щільності, отриманої сплавом Al-W методом порошкового пресування, який використовується як заготовка деталі, а потім до заготовки з гарячим пресуванням було проведено випробування на термічне стиснення і було встановлено, що твердість пресованої заготовки з порошку сплаву Al-W після холодного пресування та гарячого пресування досягала 69,8 HRB. Твердість порошкового сплаву Al-W була відносно високою,

що могло повністю відповідати вимогам матеріалів. Було вивчено механічну поведінку сплаву Al-W термічної деформації, і було встановлено, що матеріал відновлено динамічно, а динамічна перекристалізація пом'якшується. За допомогою штамповки виходить вихровий диск правильної форми, повне наповнення і відсутність дефектів, таких як тріщини і складки. Zhang Fuxiang [5], [11] готував алюмінієво-вольфрамовий супертвердий порошок розчину методом механічного легування, а готовий порошок холодним віджимом і гарячим пресуванням; лопатки, отримані формувальним штампом, мали правильну форму і металеве наповнення. Явних дефектів, таких як тріщини і складки, немає, щільність також висока, і виходить кваліфікований продукт. Guo Lafeng [13] вивчав процес формування екструзії алюмінієво-вольфрамового сплаву з порошкового сплаву за допомогою супертвердого порошку з твердого сплаву Al-W методом холодного пресування, гарячого пресування заготовки та вторинного нагрівання. Конструкція та параметри форми прес-форми для холодного пресування та гарячого пресування надають перевагу для отримання порошкового барного матеріалу з низькою вартістю, відносною щільністю 0,943 та твердістю 23,9 HRB. Вивчаючи вплив температури екструзії та співвідношення екструзії на екструзійні властивості прутків сплаву Al-W, сплав Al-W з відносною щільністю до 0,99965 і твердістю 85,2 GPa можна отримати з відповідною температурою екструзії та коефіцієнтом екструзії. Було встановлено, що динамічне відновлення та перекристалізація, загартовування та ущільнення разом впливають на механічні властивості екструдованого сплаву Al-W. Qin Ye [14] підготував зразки алюмінієво-вольфрамових заготовок (W – 81 %) сплавів, отриманих методом холодного пресування та гарячого пресування, та вивчив гідростатичну екструзію алюмінієво-вольфрамового сплаву шляхом чисельного моделювання та фізичного випробування.

Процес, було встановлено, що механічні властивості та мікроструктура гідростатично екструдованих матеріалів значно поліпшилися. Міцність на розрив алюмінієво-вольфрамового сплаву становила 499 МПа та подовження – 20,5 %, а

внутрішні зерна екструдованого продукту - значно утонилися. Zhu Changjun [3] та ін. підготували суміш різних співвідношень порошку із сплаву супертвердого розчину Al-W (Al20W80, Al33W67, Al40W60, Al50W50, Al60W40, Al75W25, Al80W20, Al86W14, мас.%) методом механічного легування. Структура, морфологія, стійкість до високих температур та стійкість до окислення, розкрито механізм синтезу сплаву Al-W, а спечене тіло з кількох компонентів сплаву Al-W високої щільності було підготовлено методом вакуумного гарячого пресування. Його механічні властивості показують, що сплав Al-W – це сплав високої твердості з мікротвердістю між 8,12 ГПа і 11,36 ГПа, що в 2 – 3 рази перевищує чистий вольфрам і більш ніж у 6 разів перевищує існуючий надтвердий алюмінієвий сплав та алюмінієвий сплав вольфраму. Мікротвердість, міцність на згин і міцність на стиск збільшуються зі збільшенням вмісту алюмінію в сплаві, але сплав має характеристики високої крихкості і повинен бути покращений у крихкості, перш ніж він може стати хорошим конструкційним матеріалом.

Видно, що для отримання високоміцного алюмінієво-вольфрамового сплаву можна отримати лише сплави у порошкоподібному вигляді шляхом механічного легування, а заготовку спочатку піддають гарячому пресуванню або холодному пресуванню для утворення заготовки з подальшим спіканням, а потім можна отримати потрібний сплав. При термічній обробці можна отримати легкий конструкційний матеріал, стійкий до високих температур, високої твердості, високої міцності, високої в'язкості, корозійної стійкості та зносостійкості.

Однак для подальшого поліпшення властивостей матеріалу чи речовини доцільно включити в матеріал чи матрицю невелику кількість інших елементів чи сполук. Матеріали матриці випускаються із специфічними електричними, магнітними та оптичними властивостями, так що вони мають конкретне значення або використання [15].

Zhu Changjun [3] та інші додавали нікель до алюмінієво-вольфрамового сплаву для зміни в'язкості сплаву. Видно, що твердість гарячого пресування зростає зменшується зі збільшенням вмісту нікелю, коли доданий елемент нікелю досягає

55 мас. %. Механічні властивості сплаву будуть оптимізовані, а також поліпшена його в'язкість. У цей час фаза сплаву W (Al) вже не є основною фазою, і вона використовується для посилення фази, а її механічні властивості є оптимальними. Міцність – 1868 МПа, відносне здовження алюмінію – 10,21 %, а мікротвердість – 6,62 ГПа. Сплав цього компонента належить до матеріалу з високою міцністю, високою твердістю і хорошим властивістю обробки.

Композитний матеріал на основі алюмінієво-вольфрамового сплаву може підвищити свої властивості шляхом додавання інших металевих елементів, при цьому його ефективність може бути краща, ніж у бінарного алюмінієво-вольфрамового сплаву, так що після легування різними елементами для задоволення необхідних вимог алюмінієво-вольфрамовий сплав має перспективи застосування в різних галузях промисловості, таких як аерокосмічна, автомобільна, оборонна та електронний зв'язки відповідно до вимог замовника.

## 1.2 Аналіз бінарної фазової діаграми Al-W

Компонент Al: хімічний елемент 3 групи періодичної системи, його атомний номер 13, відносна атомна маса 27. Електронна конфігурація алюмінію –  $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^1$ . Радіус атома – 143 пм. Алюміній має кубічну гранецентровану кристалічну ґратку (просторова група Fm3m). Найближча відстань між двома атомами становить 2,863 Å. Прийнятий період кристалічної ґратки алюмінію  $a = 4,0414$  Å при кімнатній температурі. Алюміній – сріблясто-білий легкий метал, добрий провідник тепла і електрики, пластичний, легко піддається механічній обробці. Кристалічна ґратка стабільна при температурах від 4 К і до температури плавлення 933 К. Параметр ґратки дуже слабо змінюється від наявності домішок. Густина алюмінію становить 2,69872 г/см<sup>3</sup>. Коефіцієнт термічного розширення α відпаленого алюмінію чистотою 99,99 % при температурі 293 К становить  $23 \times 10^{-6}$ . Теплопровідність повністю відпаленого алюмінію в твердому стані знижується з ростом температури від 2,37 Вт·см<sup>-1</sup>·К<sup>-1</sup> (298 К) до 2,08 Вт·см<sup>-1</sup>·К<sup>-1</sup>

(933,5 К) і при температурах вище 100 К вона малочутлива до чистоти металу. Питомий опір алюмінію високої чистоти (99,99 %) при температурі 20 °С становить  $2,6548 \cdot 10^{-8}$ . Температура плавлення алюмінію дуже чутлива до чистоти металу і для високочистого алюмінію (99,996 %) становить 660,3 °С. Температура кипіння алюмінію становить приблизно 2452 °С. В'язкість алюмінію при температурі плавлення становить 0,012 Па·с, модуль пружності (Юнга)  $E$  дорівнює 670 МН/м<sup>2</sup>. твердість за Брінелем для відпаленого алюмінію становить 170 – 245 МПа, для холоднокатаного – 270 МПа; межа розтягу  $\sigma_p$  для відпаленого алюмінію становить 50 МПа, для холоднокатаного – 115 МПа; границя міцності  $\sigma_m$  – напруження, відповідне найбільшому навантаженню перед руйнуванням, при кімнатній температурі для алюмінію чистотою 99,99 % становить 4,5 МН/м<sup>2</sup>; відносне видовження характеризує пластичність алюмінію і при кімнатній температурі для відпаленого алюмінію чистотою 99,99 % – 61 %. При звичайних умовах алюміній легко взаємодіє з киснем повітря і вкривається тонкою ( $2 \cdot 10^{-5}$  см), але міцною оксидною плівкою  $Al_2O_3$  (пасивація), яка захищає його від подальшого окислення, обумовлюючи цим високу корозійну стійкість, надає йому матового вигляду і сіруватого кольору [16].

Компонент W: Вольфрам – хімічний елемент. Символ W, ат. номер 74, Атомна маса (молярна маса) – 183,84 а.о.м. (г/моль), Радіус атома – 141 пм, Електронна конфігурація –  $[Xe]4f^{14}5d^46s^2$ , Структура ґратки – кубічна об'ємноцентрована, період ґратки - 3,160 Å. Сріблясто-білий метал. Має найвищу серед усіх металів температуру плавлення і кипіння (серед інших елементів вищу температуру плавлення має лише карбон). Температура плавлення 3680 К. Температура кипіння 5930 К. Належить до групи перехідних металів. Один з найважчих металів – його густина 19,25 г/см<sup>3</sup> (на 70 % більше ніж всвинцю). Сплави вольфраму мають високу твердість, зносостійкість, жароміцність. Твердість – 350 НВ. Теплопровідність – 173 Вт/(м·К). Молярна теплоємність – 24,27 Дж/(К·моль). Металічний вольфрам у звичайних умовах хімічно стійкий. З киснем починає взаємодіяти при температурі вище 400 °С. Протистоїть дії води,

але при температурі червоного розжарювання легко окиснюється водяною парою. Найбільш характерними й стійкими є сполуки вольфраму зі ступенем окиснення +6. Питомий електричний опір при 293 К –  $55 \times 10^{-9}$  Ом.м, при 2973 К –  $904 \times 10^{-9}$  Ом.м. Швидкість звуку в відпаленого вольфрамі 4290 м/с. Вольфрам є одним з найбільш важких і самих тугоплавких металів. При температурі близько 1873 К добре піддається куванні може бути витягнутим в тонку нитку [18].

Передбачалося, що існують наступні проміжні фази [19]:  $WAl_7$ ,  $WAl_5$ ,  $WAl_4$ ,  $W_{23}Al_{77}$  і  $W_2Al$  проте ці припущення засновані на непереконливих і частково суперечливих фактах. Діаграма на рис. 1.1 [19] побудована за даними термічного (криз ліквідуса до 6 ат. % W) і мікроскопічного досліджень термооброблених сплавів, отриманих плавкою (0 – 30 мас. % W), і спіканням (30 – 100 мас. % W) в вакуумі при температурах між 1200 °C і 1550 °C [19]. Характер фазових рівноваг і склад три проміжні фази в інтервалі 0-20 ат.% W можна рахувати точно встановлені. Для цих фаз була прийнята формула  $WAl_{12}$  [7,69 ат. (36,02 мас.) % W];  $WAl_5$  [16,67 ат (57,69 мас.) % W] і  $WAl_4$  (63,02 мас. % W). автор роботи [19] позначив ці фази прецькими буквами  $\zeta$ ,  $\eta$  і  $\theta$  відповідно. Характер фазових рівноваг і склад трьох проміжних фаз в інтервалі 16 – 33 ат. (~ 56,5 – 77 мас.) % W можна вважати точно встановленими. Для цих фаз були прийнята літери  $\zeta$ - $W_{23}Al_{77}$  [28,5 ат. (67,5 мас.) % W];  $\eta$ - $W_3Al_7$  [30 ат. (73,5 мас.) % W] і  $\theta$ - $WAl_2$  [33 ат. (77 мас.) % W]. Є доказ утворення іншої фаза при взаємодіях Al і  $WAl_{12}$  при температурах нижче 580 °C але ця реакція необоротна, Має місце перитектична реакція  $J + Al_{12}W \rightarrow (Al)$ . Розчинність W в (Al) при температурі 650 °C становить 0,25 % (ат.) [19]. За даними роботи [19] розчинність W в (Al) значно нижче і має наступні значення при різних температурах:

Температура, °C	660	640	550	500	450	400
-----------------	-----	-----	-----	-----	-----	-----

Розчинність W, % (ат.)	0,024	0,022	0,019	0,016	0,013	0,01
------------------------	-------	-------	-------	-------	-------	------

Розчинність Al в (W) досягає 15 % (ат.) при температурі 1100 °C –

1300 °C [19] викликає певні сумніви зважаючи на великі відмінності в атомних радіусах і електронегативності W і Al.

Наявні відомості про кристалічну структуру сполук  $Al_{12}W$ ,  $Al_5W$  і  $Al_4W$ , що утворюються в системі Al-W, наведені в таблиці 1.2. Для з'єднань  $Al_2W$ ,  $Al_{77}W_{23}$ ,  $Al_7W_3$  структура не визначена.

Таблиця 1.2 – Кристалічна структура з'єднань в системі Al-W [18]

з'єднання	прототип	Символ Пірсона, просторова група.	Параметри решітки, нм		
			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
$Al_{12}W$	$Al_{12}W$	cI26,Im3	0,7580	-	-
$Al_5W$	$Al_5W$	hP12,P63	0,49020(3)	-	0,88570(5)
$Al_4W$	$Al_4W$	mC30,Cm	0,5272	1,7771	0,5218
B = 100.2°					

Фаза  $Al_4W$  має моноклинну решітку, має велику елементарну комірку [18].

Фаза  $Al_5W$  має шестикутника решітка, тип  $MoAl_5$ .

За даними [19],  $WAl_{12}$  має О. Ц. К. решітку з  $a = 7,580 \text{ \AA}$  і дві формульними одиниці в елементарній комірці.

При дослідженні швидкозагартованих сплавів [19] виявлені поряд з пересиченим твердим розчином W в (Al) метастабільні фази.

Фаза  $\beta'$  може бути описана як рівноважна кубічна фаза  $Al_{12}W$   $a = 0.7664 \text{ нм}$  [19]. Структуру фази  $\beta$  можна описати як тетрагональну з параметрами  $a = 0,7145 \text{ нм}$ ,  $c = 0,7874 \text{ нм}$ ; вважається, що фаза  $\beta$  є високотемпературною модифікацією фази  $Al_{12}W$  [19]. За даними роботи метастабільна фаза  $\beta$ , що з'являється при відпалі протягом 1 год при 600 °C метастабільної фази  $\beta'$ , має гексагональну структуру, яка після відпалу при 695 °C

переходить в структуру стабільної фази  $Al_{12}W$ .

В роботі [19] встановлено, що з'єднання  $Al_4W$  може бути стабілізовано в сплаві  $Al - 4,5\%$  (по масі)  $W$  загартуванням від  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ . утворення фаз  $Al_{12}W$  і  $Al_5W$  при цьому пригнічується.

Як впливає з діаграми  $Al-W$  (рис. 1.2). компонент  $Al$  – мономорфний,  $(Al)$  – твердий розчин на базі  $Al$ ,  $T$  плавлення  $(Al) = 660.452\text{ }^\circ\text{C}$ .

Компонент  $W$  – мономорфний,  $(W)$  – твердий розчин на базі  $W$  ( $W = 97,8 - 100\%$ ). Як впливає з діаграми  $Al-W$ , проміжні фази є  $\theta-Al_2W$ ,  $\eta-Al_7W_3$ ,  $\zeta-Al_{77}W_{23}$ ,  $\varepsilon-Al_4W$ ,  $\delta-Al_5W$ ,  $\gamma-Al_{12}W$ . Утворення проміжних фаз відбувається по каскаду перитектичних ( $L+W \rightarrow Al_2W$ ;  $L+Al_2W \rightarrow Al_7W_3$ ;  $L+Al_7W_3 \rightarrow Al_{77}W_{23}$ ;  $L+Al_{77}W_{23} \rightarrow Al_4W$ ;  $L+Al_4W \rightarrow Al_5W$ ;  $L+Al_5W \rightarrow Al_{12}W$ ;) та евтектоїдних ( $Al_2W \rightarrow W+Al_7W_3$ ;  $Al_7W_3 \rightarrow W+Al_{77}W_{23}$ ;  $Al_{77}W_{23} \rightarrow W+Al_4W$ ;) реакцій. Зважаючи на спроможність плавильного агрегату для плавки експериментальних сплавів вибрали температуру  $1280\text{ }^\circ\text{C}$ . При цьому першою фазою, що буде утворюватися по перитектичній реакції, буде  $\varepsilon$ -фаза ( $Al_4W$ ).

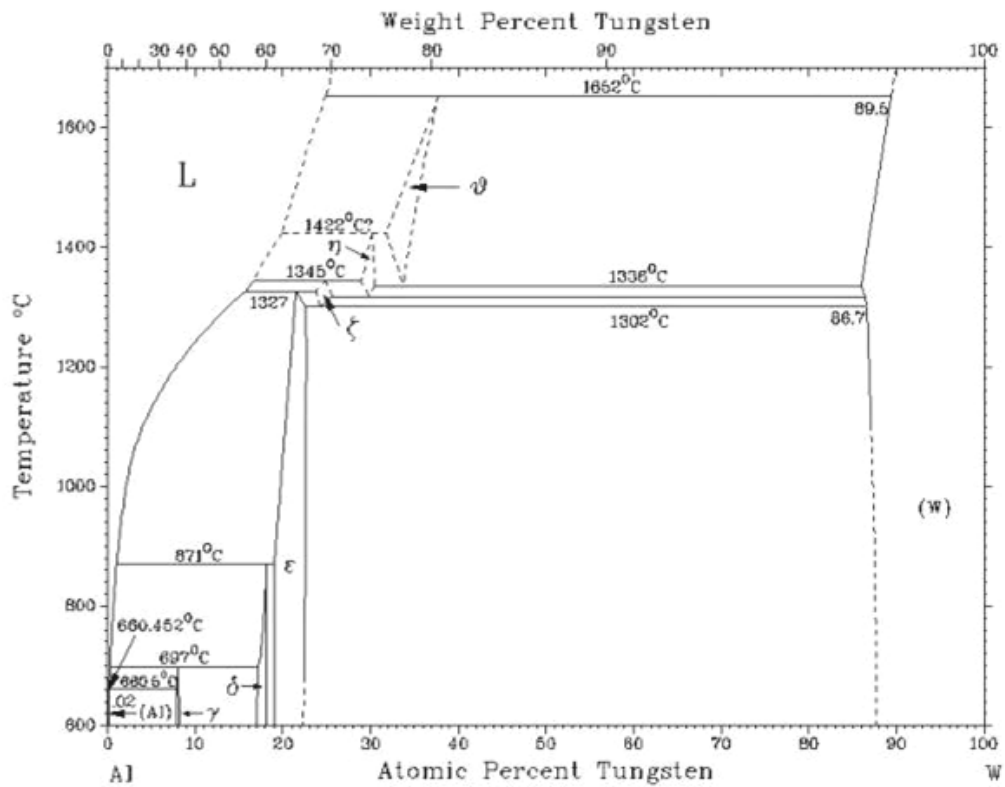


Рисунок 1.2 – Діаграма фазових рівноваг в системі Al-W [4]

Об'єктом цієї роботи є дослідження процесу структуроутворення в системі Al-W-Me, де Me=Mo, Fe, Co, Nb, Ti, Zr, Ni включаючи фазовий склад, мікроскопічну кінетику процесу, мікротвердість структурних складових.

Предметом дослідження є сплав Al – 30 мас. % (W+Me), де Me = Mo, Fe, Co, Nb, Ti, Zr, Ni.

## 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

### 2.1 Опис приладів для дослідження

#### 2.1.1 Вакуумна дугова плавильна піч (VDP)

Будова вакуумного металургійного плавильного обладнання (рис. 2.1).

Корпус печі є закритою ємністю, яка евакуйована або наповнена інертним газом. Електрод проходить через верхню частину печі і охолоджується водою. Кристалізатор знаходиться у нижній частині печі. Між електродом і піддоном запалюється електрична дуга, а метал або сплав розплавляється теплом дуги. Після вимикання дуги сплав затвердіває в кристалізаторі. Електрод виготовлений з вольфраму, і називається «невитратним електродом вакуумної дугової печі». Продукт має малі домішки, низький вміст газу, хорошу структуру злитка та відмінні механічні та фізичні властивості. Підходить для плавлення металів високої температури плавлення, активних металів, спеціальних сталей і сплавів.

Виділення теплової енергії в дугових печах відбувається завдяки електричній дузі, що є однією з форм дугового розряду в газах. При такому невеликому обсязі дуги можливе отримання дуже високих температур, завдяки концентрації потужності в малому обсязі. Висока концентрація тепла і потужності в дузі дозволяє нагрівати метал за короткі проміжки часу.



Рисунок 2.1 – Вакуумна дугова плавильна піч (VDP)

### **2.1.2 Енергодисперсійний рентгенофлуоресцентний аналізатор “EXPERT 3L”**

У цьому експерименті для аналізу хім. складу зразка використовувався енергодисперсійний рентгенофлуоресцентний аналізатор "EXPERT 3L" (рис. 2.2) з енергетичним диспергуючим середовищем (EXPERT 3L), вироблений Інститутом Методів аналізу НПП України.

У аналізаторі реалізований метод енергодисперсійного рентгенофлуоресцентного аналізу (РФА) речовин. Перевага цього методу перед іншими – повне збереження об'єкта аналізу від пошкоджень: неруйнівний контроль для об'єктів аналізу. Метод дозволяє визначати склад шару речовини аналізованого об'єкта товщиною від 10 мкм до 1 мм в залежності від щільності і складу шару.

Принцип дії РФА полягає в порушенні атомів об'єкта контролю зовнішнім джерелом іонізуючого випромінювання і подальшої реєстрації характеристичного рентгенівського випромінювання (ХРВ) атомів. Енергія ХРВ однозначно пов'язана зі структурою рівнів атома конкретного хімічного елемента.

Мультиелементний прецизійний експрес-аналізатор "EXPERT 3L" забезпечує кількісне визначення елементів від 12Mg до 92U в будь-яких типах сплавів (як стандартних, так і нестандартних) і в зразках будь-якого складу та

довільної форми при виконанні більшості вимірювальних завдань металургії та машинобудівництва:

- розбракування і сортування металевих брухтів;
- вхідний контроль хімічного складу сировини;
- оперативний контроль складу металу в процесі його виплавки;
- вихідний контроль якості продукції;
- неруйнівний контроль металевих виробів: деталей, прокату і т. д.;
- пошук мікродомішок в пробах (наприклад, при діагностиці двигунів, в нафтової промисловості, в екології, геології і т. д.);
- оцінка кількісного елементного складу руд, шлаків, шлаків, будівельних матеріалів при їх певному стехіометричному складі.

При цьому в більшості випадків точність і чутливість кількісного аналізу за допомогою "EXPERT 3L" не поступаються традиційно використовуваним хімічним і оптико-емісійним методам аналізу в межах вимог ГОСТів і ДСТУ.

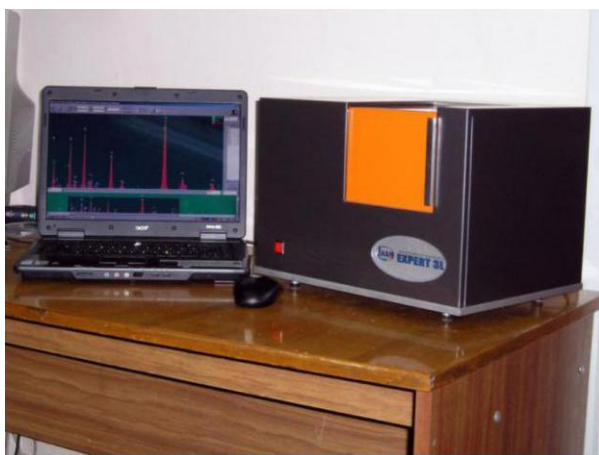


Рисунок 2.2 – Енергодисперсійний рентгенофлуоресцентний аналізатор

“EXPERT 3L” [20]

### 2.1.3 Скануючий електронний мікроскоп з енергодисперсійним мікроаналізатором РЕМ 106И

Скануючий електронний мікроскоп (SEM) (рис. 2.3) – це метод мікроскопічного спостереження за морфологією, який дозволяє безпосередньо використовувати властивості матеріалу поверхні зразка для мікроскопічного зображення. Перевага скануючого електронного мікроскопа полягає в тому, що:

- він має більш високе збільшення і безперервно регулюється від 20 разів до 20 мільйонів разів;
- має велику глибину поля;
- велику область огляду та тривимірне зображення, що дозволяє безпосередньо спостерігати нерівномірні поверхні різних зразків;
- приготування проб є простою.

Поточні скануючі електронні мікроскопи оснащені рентгенівським енергетичним спектрометричним пристроєм, що дозволяє одночасне спостереження мікроструктури та мікрокомпонентного аналізу, тому сьогодні це дуже корисний науково-дослідний інструмент.

Параметри:

- діапазон концентрацій, що визначаються, 0,1 % – 100 %;
- роздільна здатність в режимі високого вакууму (BE), 4 нм;
- роздільна здатність в режимі низького вакууму (OE), 6 нм;
- максимальний розмір зображення, pixels 1280×960;
- діапазон регулювання тиску у камері, 1 Па – 270 Па;

- діапазон прискорюючих напруг, 0,5 кВ – 30 кВ;
- діапазон регулювання збільшення,  $\times 15$  –  $\times 100000$ ;
- максимальний розмір об'єкта, 50 мм;
- діапазон вимірювання лінійних розмірів, 0,2 мкм – 5000 мкм.



Рисунок 2.3 – Скануючий електронний мікроскоп з енергодисперсійним мікроаналізатором РЭМ 106И [20]

#### 2.1.4 Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8

Мікроскоп МІМ-8 (рис. 2.4). Цей прилад горизонтального типу і частіше використовується при дослідженні металів. На ньому можна вивчати мікроструктуру візуально при збільшеннях  $\times 100$  –  $\times 1350$  і фотографувати при збільшенні  $\times 45$  –  $\times 2000$ . Зараз такі мікроскопи обладнуються цифровими камерами і персональними комп'ютерами, що дозволяє знижувати трудомісткість

робіт.

Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8 призначений для дослідження мікроструктури металів і інших непрозорих об'єктів в світлому полі при прямому і косому освітленні, а також в темному полі і в поляризованому світлі.

Для візуального спостереження об'єктів мікроскоп забезпечений монокулярній і бінокулярній насадками. Власне збільшення бінокулярній насадки –  $\times 2,5$ . Набір ахроматических і апохроматичних об'єктивів і окулярів забезпечує збільшення мікроскопа при візуальному спостереженні – від  $\times 100$  до  $\times 1350$ .

Предметний столик мікроскопа забезпечений механізмами для координатного переміщення об'єкта. Освітлення здійснюється від електролампи розжарювання потужністю 170 Вт, 17 В, що живиться від освітлювальної мережі 220 В через понижуючий трансформатор, забезпечений секційним перемикачем для регулювання яскравості напруження лампи.

Сам мікроскоп і все його частини встановлені на станині, що представляє собою оптичну лаву довжиною 1,8 м. Станина встановлюється на чотири демпфера, призначених для запобігання мікроскопа від вібрації. Демпфери вмонтовані в стіл, який має з боків дві тумби з висувними ящиками для зберігання речей.

Приведений металографічний мікроскоп має досить складний пристрій, яке включає механічну систему, оптику (об'єктиви і окуляр), освітлювальну систему і систему фотографування. Оптичні частини мікроскопа розташовані по ходу променів.



Рисунок 2.4 – Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8 [21]

Збільшення зображення об'єкта в мікроскопі відбувається в дві ступені: перше збільшення дає об'єктив, друге-окуляр. Об'єктив і окуляр представляють складні оптичні системи і складаються з декількох лінз.

### 2.1.5 Рентгенівський дифрактометр (Ultima IV)

Ultima IV (рис. 2.5) – це четверте покоління новітнього комбінованого багатофункціонального дифрактометра високої роздільної здатності в серії Ultima, що виробляється компанією NipponScience. В основному використовується для ідентифікації фаз, кількісного аналізу, структурної переробки, а також для вимірювання та аналізу різних пристосувань.

Довжина хвилі рентгенівського знімка схожа з відстанню між атомарними гранями всередині кристала. Кристал може бути використаний як просторова дифракційна ґратка рентгенівських променів. Коли промінь променів опромінюється на об'єкт, він розсіюється атомами в об'єкті, і кожен атом генерує розсіяну хвилю. Ці хвилі перешкоджають один одному, а результат – дифракцією. Внаслідок суперпозиції дифрагованих хвиль інтенсивність променів зміцнюється в деяких напрямках і ослаблюється в інших напрямках. Аналізуючи результати дифракції, можна отримати кристалічну структуру. ехнічні характеристики

дифрактометру в таблиці 2.1.

Основне призначення:

- розробка нових матеріалів;
- розробка технології отримання матеріалів з наперед заданими властивостями;
- визначення фазового складу (ідентифікація фаз), структурних характеристик та їх зміни;
- дослідження фазових та структурних перетворень;
- прецизійне визначення параметрів кристалічної решітки;
- аналіз дефектів кристалічної будови;
- аналіз розмірів кристалітів в наноматеріалах;
- аналіз напруженого стану та текстури;
- визначення термічної стабільності структури матеріалів;
- дослідження атомної структури.

Таблиця 2.1 – Технічні характеристики дифрактометру [22]

Рентгенівський генератор		Гоніометр	
Характерти	Значени	Характерти	Значени
Максимальна потужність	3 кВт	Радіус гоніометру	285 мм;
Висока напруга	20кВ - 60 кВ	Розмір фокусу	0.4mm x 12 mm
Струм трубки	2 $\mu$ А - 60 $\mu$ А	Діапазон вимірювання $2\theta$	$-3^\circ - 162^\circ$
Випромінювання	Cu	Мінімальний шаг	0,0001 $^\circ$



Рисунок 2.5 – Рентгенівський дифрактометр (Ultima IV) [22]

### **2.1.6 MHV-1000 Цифровий тестер твердості по Вікерсу**

Тест на твердість по Вікерсу використовується в основному для тесту на твердість малого навантаження Віккерса в дослідних матеріалах і наукових експериментах. В основному він використовується для перевірки твердості дрібних точних деталей, твердості твердого поверхневого шару і ефективної глибини затверділого шару, твердості поверхні покриття, листового матеріалу і тонкого дроту. Твердість, твердість поблизу лопаті, твердість стоматологічного матеріалу тощо. Оскільки випробувальна сила невелика і відступ невеликий, зовнішній вигляд і продуктивність зразка можуть бути незмінними. Тест на твердість мікро Віккерса використовується в основному для металографічних і металографічних досліджень для визначення твердості різних складових фаз в металевих конструкціях і для дослідження крихкості вогнетривких сполук. Тест на твердість мікро Віккерса також використовується для випробування дуже маленьких або дуже тонких деталей, а товщина деталі може бути настільки тонкою, як 3 мкм. Ми використовували MHV-1000 Цифровий тестер твердості по Вікерсу (рис. 2.6), технічні характеристики на таблиці 2.2.



Рисунок 2.6 – MHV-1000 Цифровий тестер твердості по Вікерсу [23]

Таблиця 2.2 – MHV-1000 Digital Micro Vickers Технічні характеристики [23]

Експериментальна потужність	(0.098; 0.246; 0.49; 0.98; 1.96; 2.94; 4.90; 9.80) N (10; 25; 50; 100; 200; 300; 500; 1000) Kgf
Контроль навантаження і розвантаження сил випробування	Повністю автоматичний (завантаження / завантаження / розвантаження)
Збільшення вимірювального мікроскопа	×200; ×400
Час утримання випробувальної сили	( 5 ~ 60 ) S
Діапазон вимірювання	1HV ~ 2967HV
Розмір випробувального стенда ХУ	100mm × 100mm
Діапазон виїзду на випробувальний стенд ХУ	25mm × 25mm
Максимальна висота випробного зразка	70mm
Максимальна ширина випробного зразка	95mm
Вихід	Вбудований принтер, послідовний інтерфейс RS232
Електроживлення	110V/220V, 60Hz/50Hz

## 2.2 Підготовка переплавлення

1. Аналіз діаграми фазових рівноваг в системі Al-W. Вибір потрібного сплаву (табл. 2.3) для плавки, щоб визначити температуру плавлення.

а) Al-W шихта: порошок Al – 97 %, порошок легований сплав – 3 %.

б) Al-W шихта: порошок Al – 70 %, порошок легований сплав – 30 %.

Кількість компенсації випаровування алюмінієвого порошку – 3 %.

в) Al-W шихта: порошок Al – 70 %, порошок W – 30 %. Кількість компенсації випаровування алюмінієвого порошку – 5 %.

2. Обчислити масу металів Al , W та порошок легований сплав (табл. 2.4), необхідних для плавлення.

а) Al-W шихта: порошок Al – 38 г, порошок легований сплав – 1,6 г.

б) Al-W шихта: порошок Al – 200 г, порошок легований сплав – 85 г.

Кількість компенсації випаровування алюмінієвого порошку – 6 г.

в) Al-W шихта: порошок Al – 198,22 г, порошок W – 85 г. Кількість компенсації випаровування алюмінієвого порошку – 10 г.

Таблиця 2.3 – Композиція сплаву

сплав	Композиція
Сплав I	97 % Al – 3 % (W+Me)
Сплав II	70 % Al – 30 % (W+Me)
Сплав III	70 % Al – 30 % W

Таблиця 2.4 – Композиція змішаного металевого порошку

Інгредієнт	Вміст (%)
22Ti	7.920 ± 0.265
26Fe	2.999 ± 0.087
27Co	6.941 ± 0.109
28Ni	2.591 ± 0.088
40Zr	0.096 ± 0.016
41Nb	0.320 ± 0.022
42Mo	0.777 ± 0.028
74W	78.356 ± 0.271

3. Зважити бажані метали Al та W, змішати з домашнім міксером (127 В, 0,1 А, 50 Гц) при 55 об/хв. добре перемішати.

4. Порошки компонентів перемішували, компактували при 20 °С (рис. 2.7 – 2.9).



Рисунок 2.7 – Циліндричні заготовки сплаву I



Рисунок 2.8 – Циліндричні заготовки сплаву II



Рисунок 2.9 – Циліндричні заготовки сплаву III

## 2.3 Виплавка сплавів в вакуумній дуговій печі

1. Очистити необхідні експериментальні інструменти.
2. Помістити заготовки в човники печі та записати місце розташування кожної з них.
3. Встановити тепловий екран з молібдену та проконтролювати його розміщення з вікна спостереження, щоб забезпечити чітке виявлення зразка.
4. Закрити дверцята печі та заповнити піч аргоном.

Спочатку закрити дверцята печі, включити вакуумний насос, відкрити клапан 2 та утворити вакуум всередині печі. Через 25 хвилин, закрити клапан 2, відкрити аргонний клапан і подати аргон у печ. Коли тиск у печі дорівнює 0, закрити аргонний клапан і зачекати 10 хвилин, щоб заповнити камеру аргоном. Знову відкрити клапан 2, відкачати її на вакуум, щоб відкачати змішаний газ аргону та кисню, зачекати 15 хвилин і переконатися, що в печі немає кисню. Закрити клапан 2, відкрити аргонний клапан, заповнить піч аргонним газом і закрити аргонний клапан, коли тиск у печі дорівнює 0 (рис. 2.10).

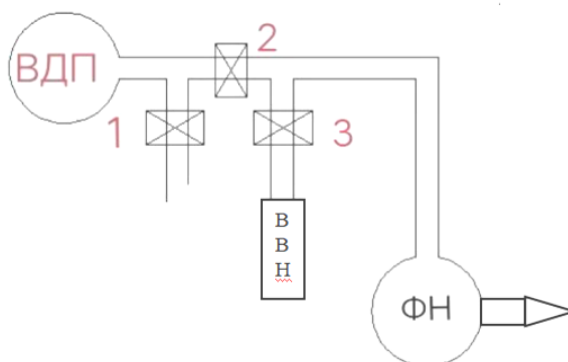


Рисунок 2.10 – Схема вакуумної системи ВДП

5. Відрегулювати положення електроду та відрегулювати положення зразка

ручкою.

6. Відкрити систему охолодження води, щоб запобігти надто високій температурі стінки печі та пошкодженню інструмента.

7. Увімкнути живлення, увімкніть прилад та починати плавлення.

Відрегулювати робочу електроду так, щоб вольфрамовий електрод над центральним блоком титанового сплаву, поступово збільшував напругу, а спочатку розплавити титановий сплав в центрі. Коли титановий сплав перебуває у стані рідини, відрегулювати робочу електроду таким чином, щоб вольфрамовий електрод розміщався над центральним алюмо-вольфрамовим сплавом, а також спостерігати та записувати через вікно спостереження.

8. Вимкнути прилад та перемістити плавку ручкою.

9. Знову зверніть інструмент, продовжуйте плавити, спостерігати за допомогою вікна спостереження та записати.

10. Після спікання, закрийте прилад, відкрийте клапан 3 та випустіть газ з печі.

11. Закрити водяну систему охолодження, відкрити дверцята печі, вийняти тепловий екран з молібдену.

12. Зняти сплав і позначити марку, щоб спостерігати форму сплаву (рис 2.11 – 2.13).



Рисунок 2.11 – Сплав І після лиття



Рисунок 2.12 – Сплав II після лиття



Рисунок 2.13 – Сплав III після лиття

13. Очистити експериментальне обладнання та організувати експериментальні дані.

#### **2.4 Різання зразків**

Проаналізовано зразки, обрано відповідне положення для різання, було помічено положення та виконано різання на апараті (рис. 2.14).



Рисунок 2.14 – Ріжуча машина

## 2.5 Запресока зразків

Аналізувати зразок, виділіть площину з незначними дефектами, як площину спостереження (рис. 2.15), інвертувати обраний зразок на консолі, а потім інкрустувати зразок (рис. 2.16).



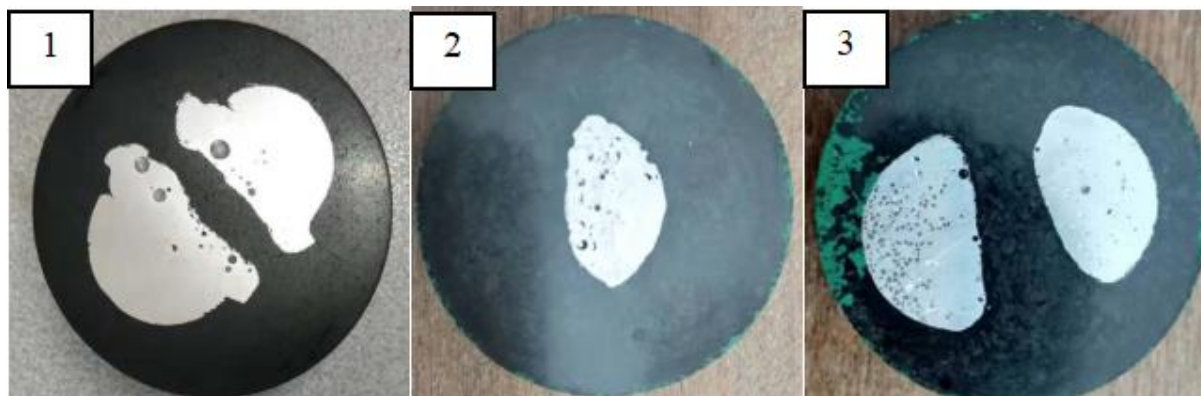
Рисунок 2.15 – Схема розміщення зразків



Рисунок 2.16 – Шайба зі зразками

## 2.6 Шліфування зразків

Зразок помістили в шліфувальний верстат та шліфували наждачним папером 320, 600, 800 і 1200 відповідно. Після закінчення шліфування переключили напрямок полірування, додали полірувальну пасту  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та полірували полірувальною тканиною 2400 (рис. 2.17).



1 – сплав I; 2 – сплав II; 3 – сплав III

Рисунок 2.17 – Зразки після шліфування

## 2.7 Щавлення зразків

Ми вибрали фтористоводневу кислоту для сплаву Al-W та сплаву Al-W-Me. Наносимо на поверхню зразка ватним тампоном фтористоводневу кислоту на 5 – 10 секунд, потім промиваємо її дистильованою водою та чекаємо, коли зразок висохне. Потім спостерігаємо за допомогою металографічного мікроскопа. Для кращого спостереження за структурою вольфраму в сплаві його протравлювали змішаним реагентом водного розчину аміаку (10 %) та водного розчину перекису водню (35 %). Коефіцієнт реагенту становив 3:1, а травлення – 50 секунд – 250 секунд. Ми використовували метод спостереження під час травлення, кожен час травлення становив 50 секунд, промивали дистильованою водою, а зразок сушили та спостерігали під металографічним мікроскопом. Спостерігається значна структура вольфраму та ерозія кінця зерна.

## 2.8 Випробування на мікротвердість

Час витримки  $t = 30$  с, експериментальна сила  $F = 0,245$  N, зразок поміщають на випробувальний стенд, і обертове колесо обертають, щоб підняти випробувальний стенд. Спостерігаємо через об'єктив ( $\times 10$ ) мікроскопу, вибираємо положення без дефектів для випробування мікротвердості, вибираємо положення точки, обертаємо об'єктив, ручка перетворення головки і обертання поворотного колеса для підняття випробувального стенду. Обертання ручки перемикачів проти годинникової стрілки так, щоб головний вал індентора знаходився перед основним корпусом, в цей час зазор між наконечником індентора і площиною фокусування становить від 0,4 мм до 0,5 мм. Необхідно дбати про вимірювання неправильних зразків, щоб запобігти удару індентора по зразку і пошкодження індентора. Натисніть кнопку [START] на панелі керування, в цей час додається сила тестування, а індикатор [LOADING] світиться. Коли випробувальна сила підтримується, світлодіодний індикатор затримки [DWELL] світиться. Це час на РК-екрані відраховується відповідно до вибраного часу. Не Обертання ручки індентору для вимірювання твердості, поки світлодіод не згасне, інакше це вплине на точність вимірювання і навіть пошкодить прилад. Поверніть ручку перемикачів за годинниковою стрілкою, щоб об'єктив  $\times 40$  знаходився перед об'єктом. Довжина діагоналі може бути виміряна в окуляр-мікрометрі. Коли в окулярі спостерігається, що відступ є занадто малим або занадто великим, щоб впливати на вимірювання, необхідно повторно вибрати випробувальну силу і повернути випробувальну силу для зміни ручного колеса так, щоб випробувальна сила відповідала вимогам.

## 3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

### 3.1 Аналіз компонентів

Для порошкової металургії склад порошку є ключовим фактором, що впливає на продуктивність кінцевої частини, головним чином, включаючи металеві та неметалеві компоненти сплавного матеріалу, а також вміст введених домішок. Гази, адсорбовані на поверхні частинок порошку, домішки, що вводяться в процесі порошкової металургії, включаючи змішування порошку, кульового розмелювання тощо. Ці домішки можуть об'єднуватися з легуючими елементами з утворенням твердих розчинів або сполук, що впливають на властивості кінцево приготованих частин, тому необхідно забезпечити чистоту порошку сплаву і зменшити введення домішкових елементів. Ми проаналізували хімічний склад зразків, а результати наведені в таблицях 3.1 – 3.3:

Таблиця 3.1 – Композиція сплаву I

Інгредієнт	Вміст, (%)
13Al	98,614 ± 0,008
26Fe	0,262 ± 0,005
27Co	0,209 ± 0,004
28Ni	0,090 ± 0,003
31Ga	0,015 ± 0,001
40Zr	0,002 ± 0,001
41Nb	0,005 ± 0,001
42Mo	0,010 ± 0,001
74W	0,793 ± 0,005

Таблиця 3.2 – Композиція легованого сплаву II

Інгредієнт	До переправлення	Після переправлення
	Вміст, (%)	Вміст, (%)
13Al	86,212 ± 0,054	73,998 ± 0,079
26Fe	0,899 ± 0,012	1,507 ± 0,020
42Mo	0,108 ± 0,002	0,168 ± 0,004
22Ti	1,813 ± 0,043	3,167 ± 0,066
74W	10,968 ± 0,033	21,021 ± 0,056
41Nb	-	0,139 ± 0,003

Таблиця 3.3 – Композиція сплаву III

Інгредієнт	До переплавлення	Після переплавлення
	Вміст, (%)	Вміст, (%)
13Al	99,073 ± 0,068	89,034 ± 0,106
26Fe	0,324 ± 0,003	0,141 ± 0,005
14Si	-	3,687 ± 0,081
74W	0,563 ± 0,001	6,671 ± 0,020
12Mg	-	0,467 ± 0,080
42Mo	0,004 ± 0,001	-

З аналізу хімічного складу сплаву видно, що легований сплав в основному складається з алюмінію та вольфраму і легований невеликою кількістю домішків, таких як нікель, залізо, молібден, титан та кобальт. Додавання цих металевих порошоків змінює властивості сплаву вольфраму та алюмінію. Специфічний вплив вимагає наступних експериментів на механічні властивості сплаву, щоб досягти точного висновку. Видно, що вміст кожного компонента сплаву змінюється після переплавлення, а найбільше змінюється вміст металевого алюмінію. Я думаю, що для цього явища є три причини:

– температура плавлення деяких металів нижча за температуру плавлення сплаву, внаслідок чого металеві елементи випаровуються, що призводить до зміни

складу. Це основна причина втрати металевого алюмінію;

– відбувається реакція між різними металевими елементами сплаву, а в середині з'являються інші проміжні фази, що призводить до зміни фазового складу сплаву;

– випробувальні зразки до і після переплавлення є різними зразками через попереднє змішування та осадження через різницю щільності в процесі переплавлення. В результаті склад кожного зразка різний по перерізу, і відбувається різниця між компонентами досліджуваного зразка до і після переплавлення.

Різниця між складом сплаву до і після переплавлення та складом сплаву полягає в тому, що при аналізі хімічного складу сплаву випробовується лише один зразок. Відношення кількості зразків до кількості зразків занадто мало, що впливає на репрезентативність зразка. Хімічний склад сплаву не відповідає проектному складу. Необхідно збільшити кількість випробовуваних зразків, відрегулювати коефіцієнт виявлення та зробити виявлення компонента сплаву більш репрезентативним, щоб виявлення хімічного складу сплаву було більш точним.

## **3.2 Скануючий електронний мікроскопічний аналіз сплаву**

### **3.2.1 Скануючий електронний мікроскопічний аналіз сплаву I**

Дослідження мікроструктури зразків сплаву I було проведено на скануючому електронному мікроскопі, результати дослідження предетавнно на рисунках 3.1, 3.4 та 3.6.

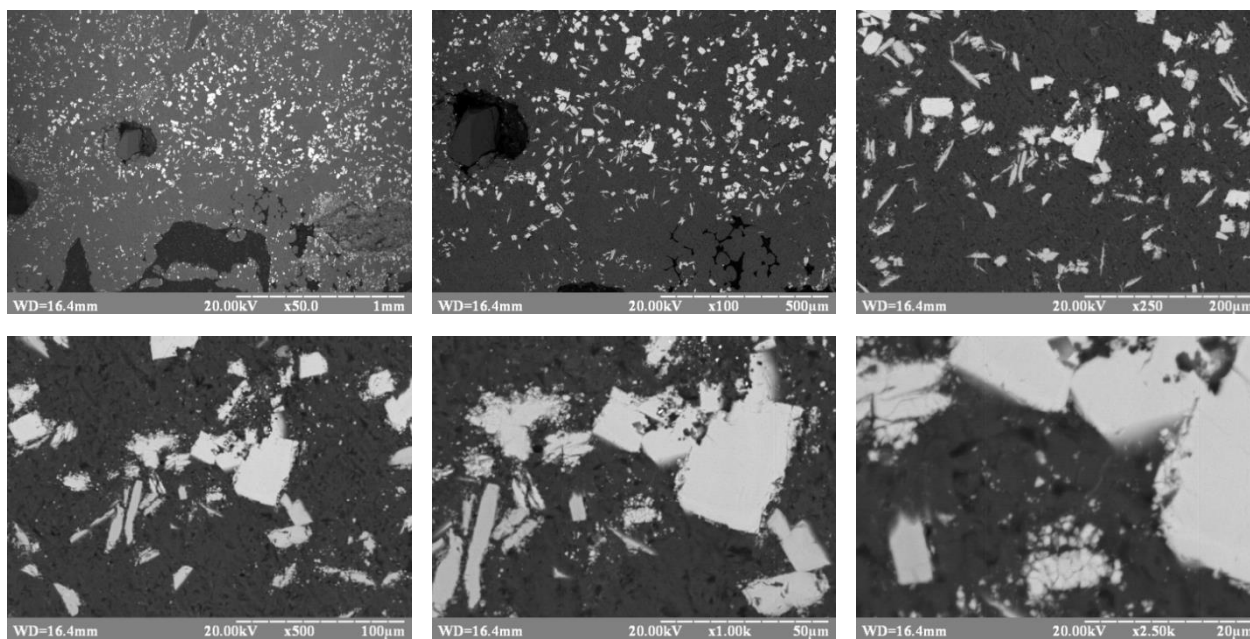


Рисунок 3.1 – Мікроструктури верхньої (1) частини зразків із сплаву І

Одержані скануючі електронні мікрофотографії з збільшеннями  $\times 1570$  (рис. 3.2) та  $\times 3140$  (рис. 3.3) були проаналізовані, а хімічні склади сплавів були проаналізовані для кожної фази в електронному скануючому мікроскопі.

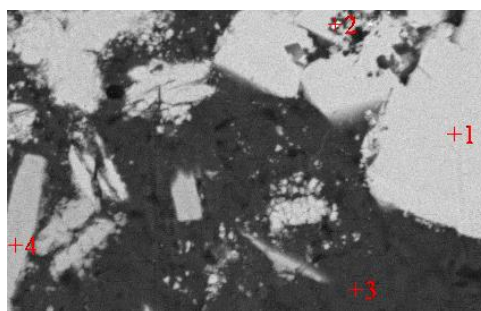


Рисунок 3.2 – Мікроструктура зразку ( $\times 1570$ )

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків на редено у таблиці 3.4.

Таблиця 3.4 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 1570$ )

Елемент	Точка 1		Точка 2		Точка 3		Точка 4	
	Інт.	С, %	Інт.	С, %	Інт.	С, %	Інт.	С, %
Al	628	34,39	221	9,13	2470	99,77	897	45,47
Fe	1	0,05	0	0	0	0	13	0,61
Ti	0	0	7	0,20	5	0,16	14	0,48
Co	0	0,25	3	0,13	1	0,07	0	0
Ni	0	0	8	0,33	0	0	5	0,29
W	339	65,03	740	89,87	0	0	273	52,80
Mo	1	0,20	2	0,34	0	0	2	0,36

Точка 1: Al-34,39 %, W-65,03 %.  $T=293$  К, Al та W є тверді фази. Al був рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\epsilon$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\epsilon\rightarrow\delta$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$  або  $\delta$ -фаза.

Точка 2: Al-9,13 %; W-89,87 %; Co-0,13 %; Ni-0,33 %; Ti-0,16 %. Твердий розчин Al; Co; Ti; Nb в кристалічній ґратці вольфраму.

Точка 3: Al-99,77 %; Ti-0,16 %; Co-0,07 %. Твердий розчин Ti, Co в кристалічній ґратці алюмінію.

Точка 4: Al-45,47 %, W-52,80 %.  $T=293$  К, Al та W є тверді фази. Al був рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\delta$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\delta\rightarrow\gamma$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$ -фаза.

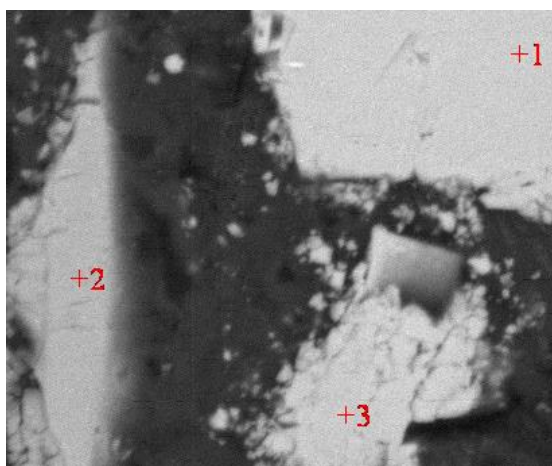


Рисунок 3.3 – Мікроструктура зразку ( $\times 3140$ )

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків на редено у таблиці 3.5.

Таблиця 3.5 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 3140$ )

Елемент	Точка 1		Точка 2		Точка 3	
	Інт.	С, %	Інт.	С, %	Інт.	С, %
Al	680	33,40	882	43,66	671	32,70
Fe	0	0	0	0	16	0,70
Ti	0	0	56	1,88	7	0,23
Ni	11	0,58	0	0	0	0
W	383	65,62	288	53,57	385	64,96
Mo	0	0	4	0,70	4	0,72

Точка 1: Al-33,40 %, W-65,62 %. Точка 3: Al-32,70 %, W-64,96 %. Вони є однаковими фазами,  $T=293$  К, Al та W є тверді фази. Al був рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\epsilon$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\epsilon \rightarrow \delta$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$  або  $\delta$ -фаза.

Точка 2: Al-43,66 %, W-53,57 %.  $T=293$  К, Al та W є тверді фази. Al був

рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\epsilon$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\delta\rightarrow\gamma$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$ -фаза.

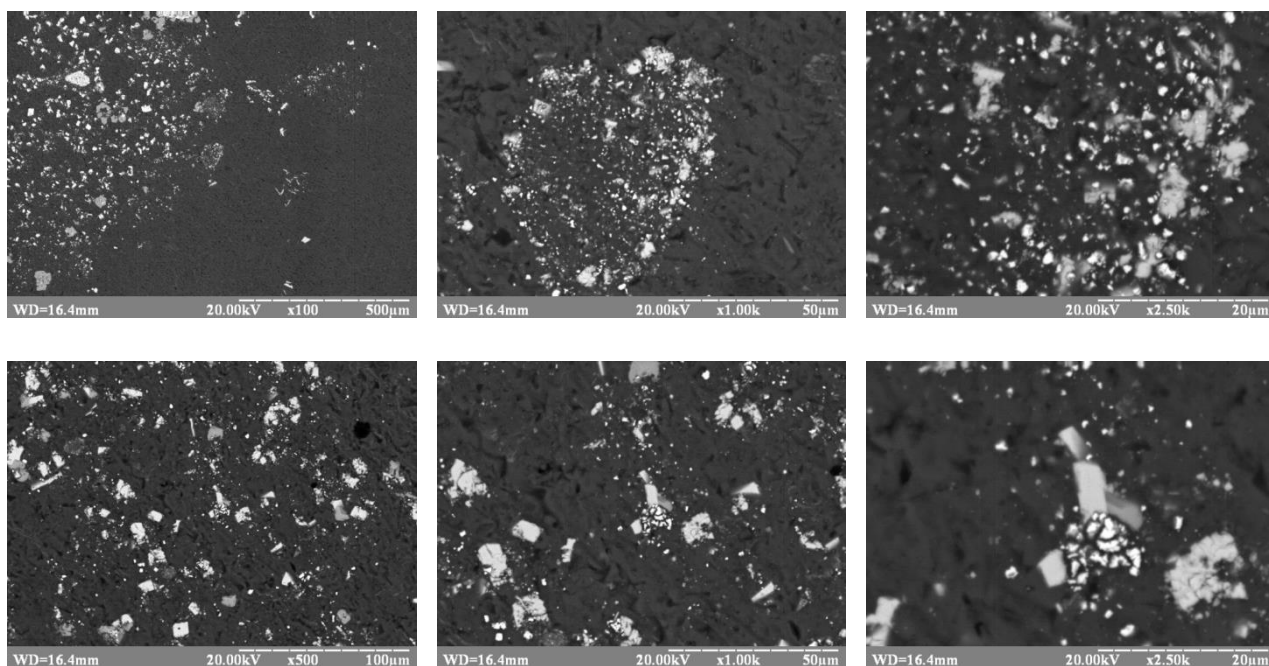
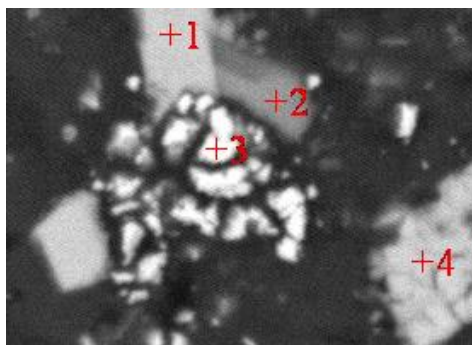


Рисунок 3.4 – Мікроструктури верхньої (2) частини зразків із сплаву I

Одержані скануючі електронні мікрофотографії були проаналізовані та відібрані скануючі електронні мікрофотографії з збільшеннями  $\times 3930$  (рис. 3.5), а хімічні склади сплавів були проаналізовані для кожної фази в електронному скануючому мікроскопі.

Рисунок 3.5 – Мікроструктура зразку ( $\times 3930$ )

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків на редено у таблиці 3.6.

Елемент	Точка 1		Точка 2		Точка 3		Точка 4	
	Інт.	С, %	Інт.	С, %	Інт.	С, %	Інт.	С, %
Al	675	31,41	822	46,42	146	6,36	644	32,36
Fe	0	0	0	0	8	0,30	5	0,22
Ti	6	0,19	463	18,91	0	0	4	0,14
Co	0	0	0	0	2	0,09	3	0,16
Ni	0	0	3	0,25	8	0,35	4	0,22
W	428	68,40	146	32,52	736	92,71	380	65,75
Mo	0	0	3	0,53	0	0	4	0,74

Таблиця 3.6 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 3930$ )

Точка 1: Al-31,41 %; W-68,40 %. Точка 4: Al-32,36 %, W-65,75 %. Вони є однаковими фазами,  $T=293\text{ K}$ , Al та W є тверді фази. Al був рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\epsilon$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\epsilon\rightarrow\delta$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$  або  $\delta$ -фаза.

Точка 2: Al-46,42 %; Ti-18,91 %; W-32,52 %, Інтерметалід  $\text{Al}_x\text{Ti}_y\text{W}_z$ .

Точка 3: Al-6,36 %; W-92,71 %; Co-0,09 %; Ni-0,35 %; Fe-0,30 %. Твердий розчин Al; Co; Ni; Fe в кристалічній ґратці вольфрам.

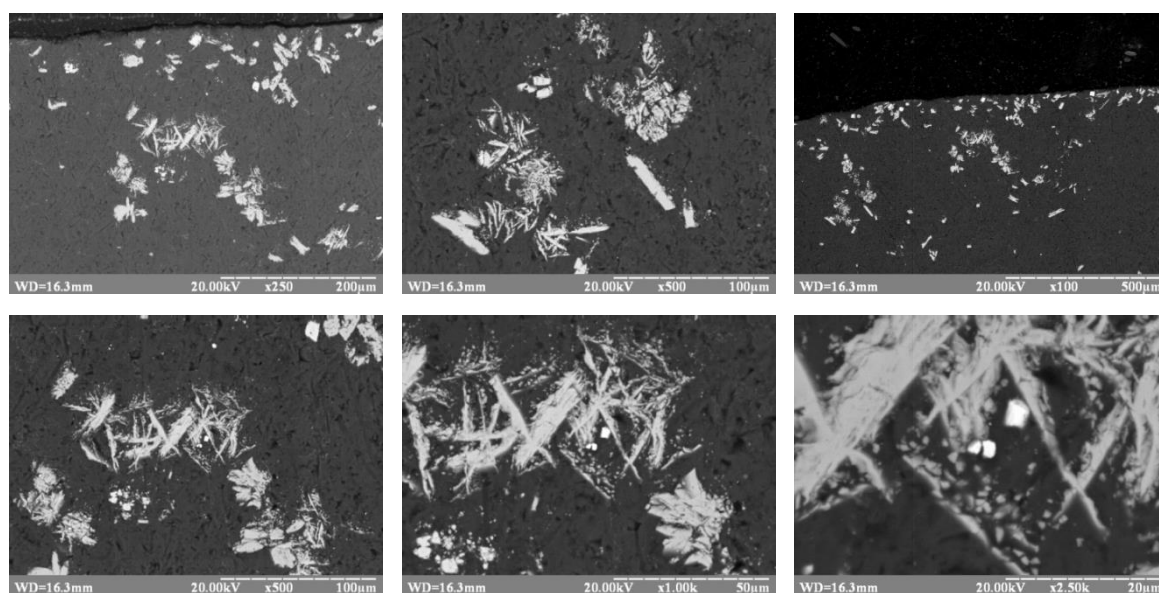


Рисунок 3.6 – Мікроструктури нижньої частини зразків із сплаву I

Одержані скануючі електронні мікрофотографії були проаналізовані та відібрані скануючі електронні мікрофотографії з збільшеннями  $\times 1570$  (рис. 3.7) та  $\times 785$  (рис. 3.8). а хімічні склади сплавів були проаналізовані для кожної фази в електронному скануючому мікроскопі (РСМА).

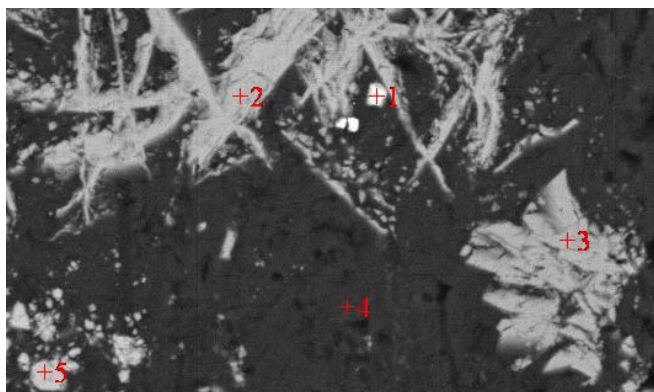


Рисунок 3.7 – Мікроструктура зразка ( $\times 1570$ )

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків на редено у таблиці 3.7.

Таблиця 3.7 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 1570$ )

Елемен т	Точка 1		Точка 2		Точка 3		Точка 4		Точка 5	
	Інт.	С, %	Інт.	С, %	Інт.	С, %	Інт.	С, %	Інт.	С, %
Al	6	0,21	830	39,57	959	47,53	2565	97,64	655	33,56
Fe	4	0,12	0	0	4	0,18	2	0,10	10	0,46
Ti	2	0,05	17	0,55	0	0	0	0	8	0,28
Co	0	0	0	0	0	0	0	0	1	0,06
Ni	1	0,03	18	0,96	0	0	2	0,14	5	0,28
W	10366	99,59	333	57,71	268	51,25	7	1,64	360	64,06
Mo	0	0	6	1,02	6	1,04	1	0,11	7	1,31

Точка 1: Al-0,21 %; Fe-0,12 %; Ti-0,05 %; Ni-0,96 %; W-99,59 %. Твердий розчин Al; Ti; Ni; Fe в кристалічній ґратці вольфрам.

Точка 2: Al-39,57 %; Ni-0,96 %; W-57,71 %, Точка 3: Al-47,53 %; Fe-0,10 %; W-51,25 %.  $T=293$  К, вони є однаковими фазами. Al та W є тверді фази. Al був

рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\epsilon$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\delta\rightarrow\gamma$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$ -фаза.

Точка 4: Al-97,64 %; Fe-0,10 %; Mo-0,11 %; Ni-0,14 %; W-1,64 %. Твердий розчин W; Mo; Ni; Fe в кристалічній ґратці алюмінію.

Точка 5: Al-33,56 %; Ti-0,28 %; W-64,06 %.  $T=293$  K, Al та W є тверді фази. Al був рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\epsilon$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\epsilon\rightarrow\delta$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$  або  $\delta$ -фаза.

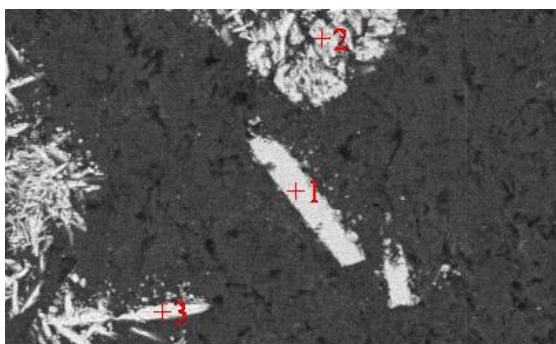


Рисунок 3.8 – Мікроструктура зразків ( $\times 785$ )

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків наведено у таблиці 3.8.

Таблиця 3.8 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 785$ )

Елемент	Точка 1		Точка 2		Точка 3	
	Інт.	С, %	Інт.	С, %	Інт.	С, %
Al	917	34,79	966	46,10	876	41,47
Fe	4	0,17	10	0,44	9	0,52
Ti	0	0	0	0	0	0
Co	8	0,43	5	0,27	7	0,38
Ni	4	0,22	3	0,16	0	0
W	295	52,55	285	51,97	323	56,65
Mo	0	0	3	0,50	1	0,17

Точка 1: Al-43,79 %; W-52,55 %, Точка 2: Al-46,10 %; W-51,97 %, Точка 3: Al-41,47 %; W-56,64 %. Вони є однаковими фазами.  $T=293$  К, Al та W є тверді фази. Al є рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\delta$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\delta\rightarrow\gamma$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$ -фаза.

### 3.2.2 Скануючий електронний мікроскопічний аналіз сплаву II

Дослідження мікроструктури зразків сплаву II було проведено на скануючому електронному мікроскопі, результати дослідження представлено на рисунках 3.9 та 3.11.

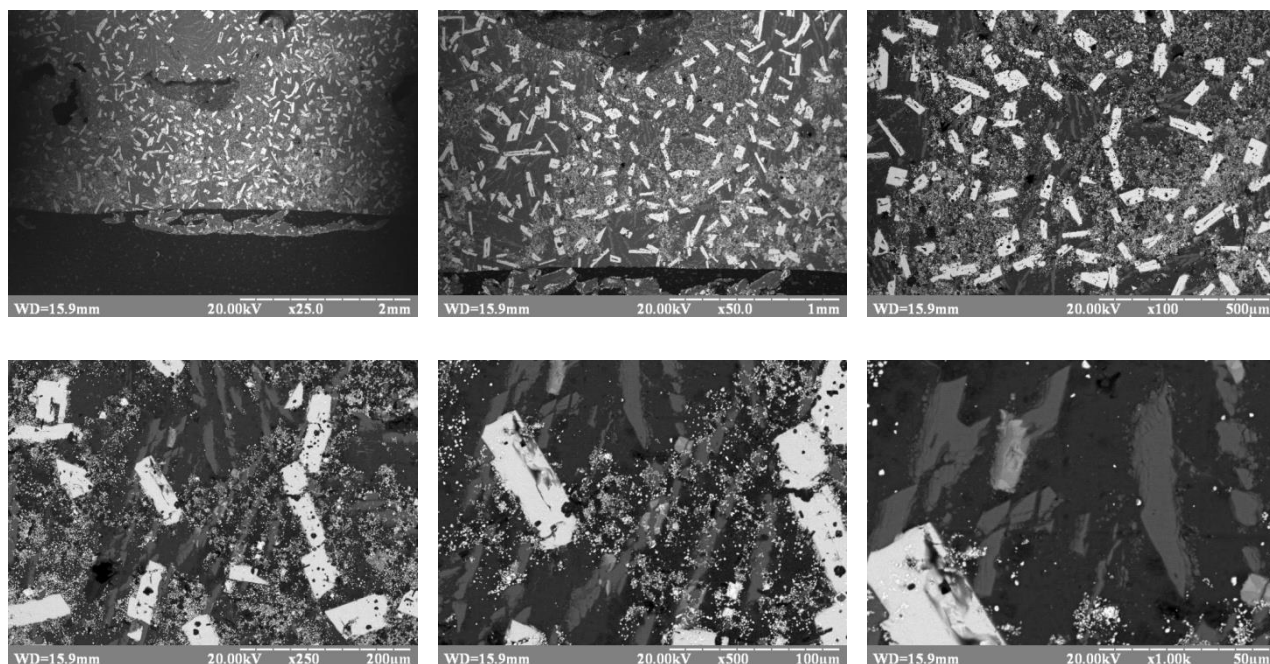


Рисунок 3.9 – Мікроструктури верхньої частини зразків із сплаву II

Одержані скануючі електронні мікрофотографії були проаналізовані та відібрані скануючі електронні мікрофотографії з збільшеннями  $\times 1570$  (рис. 3.10), а хімічні склади сплавів були проаналізовані для кожної фази в електронному скануючому мікроскопі.

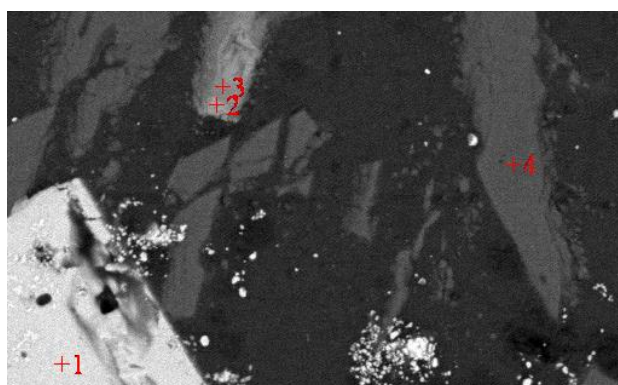


Рисунок 3.10 – Мікроструктура зразків ( $\times 1570$ )

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків на редено у

таблиці 3.9.

Таблиця 3.9 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 1570$ )

Елемент	Точка 1			Точка 2			Точка 3			Точка 4		
	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %
Al	2313	37,21	79,217	2835	50,29	77,151	2908	52,43	74,910	2845	61,28	77,347
Fe	41	0,60	0,613	26	0,51	0,380	1798	24,12	0	336	9,82	5,988
Ti	3	0,14	0,170	1274	16,20	13,996	0	0	19,414	0	0	0
Co	24	0,43	0,420	18	0,45	0,317	6	0,17	0,111	594	23,67	13,680
Ni	24	0,43	0,418	3	0,08	0,054	21	0,62	0,404	113	5,01	2,907
W	1058	61,07	19,081	403	28,80	6,483	272	20,62	4,324	0	0	0
Mo	0	0	0	21	1,13	0,489	17	0,90	0,361	4	0,22	0,078
фаза	Al <sub>4</sub> W			Al <sub>78</sub> Ti <sub>14</sub> W <sub>8</sub>			Al <sub>75</sub> Ti <sub>20</sub> W <sub>5</sub>			Al <sub>77</sub> Ti <sub>6</sub> Co <sub>14</sub> Ni <sub>3</sub>		

Точка 1: Al-37,21 %; W-61,07 %. T=293 K, Al та W є тверді фази. Al є рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\epsilon$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L + \epsilon \rightarrow \delta$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$  або  $\delta$ -фаза.

Точка 2: Al-50,29 %; Ti-16,20 %; W-28,80 %. Інтерметалід Al<sub>78</sub>Ti<sub>14</sub>W<sub>8</sub>.

Точка 3: Al-52,43 %; Ti-24,12 %; W-20,62 %. Інтерметалід Al<sub>75</sub>Ti<sub>20</sub>W<sub>5</sub>.

Точка 4: Al-61,28 %; Ti-9,82 %; Co-23,67 %; Ni-5,01 %. Інтерметалід Al<sub>77</sub>Ti<sub>6</sub>Co<sub>14</sub>Ni<sub>3</sub>.

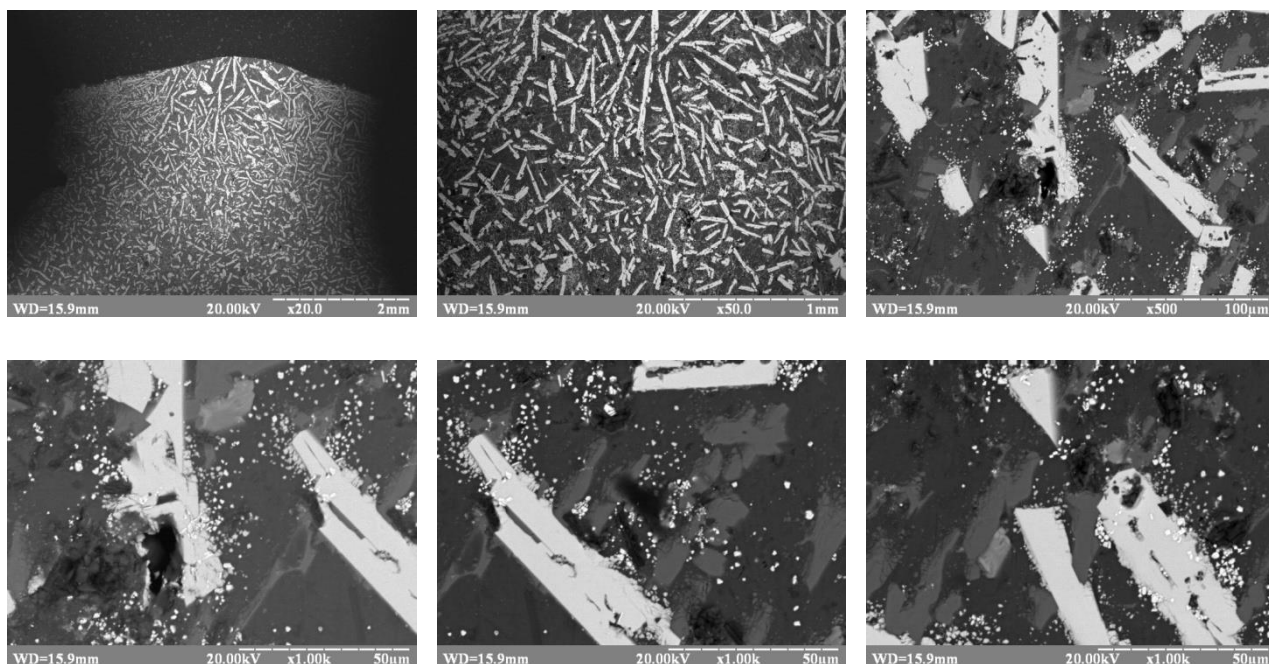


Рисунок 3.11 – Мікроструктури дотичної частини зразків із сплаву II

Одержані скануючі електронні мікрофотографії були проаналізовані та відібрані скануючі електронні мікрофотографії з збільшеннями  $\times 1570$  (рис. 3.12),  $\times 1570$  (рис. 3.13) та  $\times 1570$  (рис. 3.14). а хімічні склади сплавів були проаналізовані для кожної фази в електронному скануючому мікроскопі.

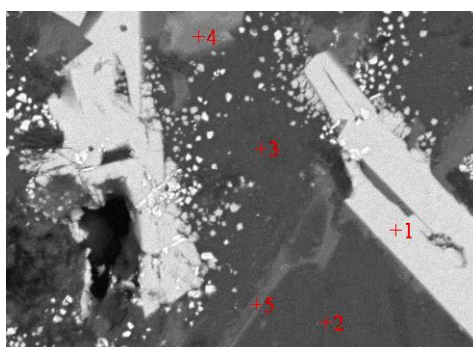


Рисунок 3.12 – Мікроструктура зразків ( $\times 1570$ )

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків на редено у таблиці 3.10.

Таблиця 3.10 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 1570$ )

Елемент	Точка 1			Точка 2			Точка 3			Точка 4			Точка 5		
	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %
Al	1926	37,04	79,592	6837	99,87	99,938	6571	99,81	99,908	2478	56,34	74,284	4480	83,94	91,891
Fe	14	0,24	0,251	2	0,04	0,018	3	0,06	0,028	10	0,31	0,196	320	7,76	4,103
Ti	12	0,16	0,189	0	0	0,006	4	0,05	0,027	1711	30,22	22,445	10	0,15	0,090
Co	10	0,21	0,210	0	0	0	0	0	0,024	24	0,96	0,579	0	0	1,202
Ni	7	0,15	0,145	3	0,08	0,037	3	0,08	0,013	0	0	0,204	144	5,22	2,629
W	903	62,20	19,613	0	0	0	0	0	0	116	11,84	2,292	5	0,53	0,086
фаза	Al <sub>4</sub> W			(Al)			(Al)			Al <sub>75</sub> Ti <sub>23</sub> W <sub>2</sub>			Al <sub>93</sub> Fe <sub>4</sub> Ni <sub>3</sub>		

Точка 1: Al-37,04 %; W-62,20 %.  $T=293$  K, Al та W є тверді фази. Al є рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\epsilon$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\epsilon\rightarrow\delta$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$ -фаза.

Точка 2: Al-99,87 %; Fe-0,04 %; Ni-0,08 %. Твердий розчин Ni; Fe в кристалічній ґратці алюмінію.

Точка 3: Al-99,81 %; Fe-0,06 %; Ti-0,08 %; Ni-0,08 %. Твердий розчин Ti; Ni; Fe в кристалічній ґратці алюмінію.

Точка 4: Al-56,34 %; Ti-30,22 %; W-11,84 %. Інтерметалід Al<sub>75</sub>Ti<sub>23</sub>W<sub>2</sub>.

Точка 5: Al-83,94 %; Fe-7,76 %; Ni-5,22 %. Інтерметалід Al<sub>93</sub>Fe<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub>.

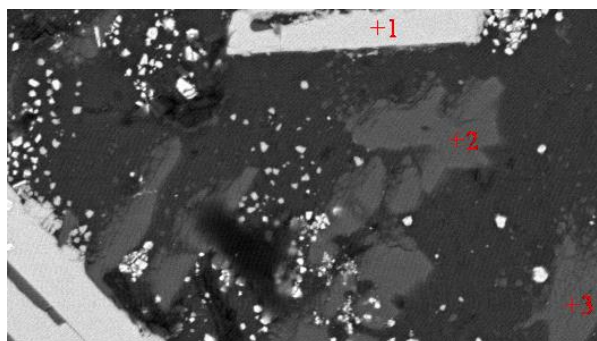


Рисунок 3.1 3 – Мікроструктура зразків ( $\times 1570$ )

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків на редено у таблиці 3.11.

Таблиця 3.11 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 1570$ )

Елемент	Точка 1			Точка 2			Точка 3		
	Інт.	Мас.%	Ат.%	Інт.	Мас.%	Ат.%	Інт.	Мас.%	Ат.%
Al	1609	36,49	79,155	2287	58,30	75,201	2432	62,92	78,667
Fe	16	0,33	0,341	325	11,23	6,999	310	10,75	6,494
Ti	3	0,05	0,056	3	0,06	0,042	0	0	0
Co	6	0,15	0,149	528	24,82	14,662	415	19,64	11,242
Ni	13	0,32	0,321	88	4,62	2,738	111	5,85	3,363
W	774	62,59	19,926	0	0	0	3	0,38	0,069
фаза	Al <sub>4</sub> W			Al <sub>75</sub> Fe <sub>7</sub> Co <sub>15</sub> Ni <sub>3</sub>			Al <sub>79</sub> Fe <sub>7</sub> Co <sub>11</sub> Ni <sub>3</sub>		

Точка 1: Al-36,49 %; W-62,59 %.  $T=293$  К, Al та W є тверді фази. Al є рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\epsilon$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\epsilon \rightarrow \delta$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$ -фаза.

Точка 2: Al-58,30 %; Fe-11,23 %; Co-24,82 %; Ni-4,62 %. Інтерметалід Al<sub>75</sub>Fe<sub>7</sub>Co<sub>15</sub>Ni<sub>3</sub>.

Точка 3: Al-62,92 %; Fe-10,75 %; Co-19,64 %; Ni-5,85 %. Інтерметалід Al<sub>79</sub>Fe<sub>7</sub>Co<sub>11</sub>Ni<sub>3</sub>.

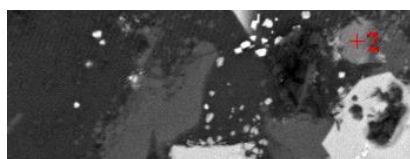
Таблиця 3.12 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 1570$ )

Рисунок 3.14 – Мікроструктура  
зразків ( $\times 1570$ )

Елемент	Точка 1			Точка 2		
	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %
Al	2665	52,45	74,463	2610	52,48	73,468
Fe	21	0,51	0,349	1814	27,37	0
Ti	1686	24,64	19,708	0	0	21,581
Co	1	0,03	0,020	5	0,16	0,105
Ni	9	0,29	0,190	8	0,27	0,176
W	228	18,77	3,910	100	16,62	3,415
фаза	$Al_{75}Ti_{20}W_5$			$Al_{74}Fe_{22}W_4$		

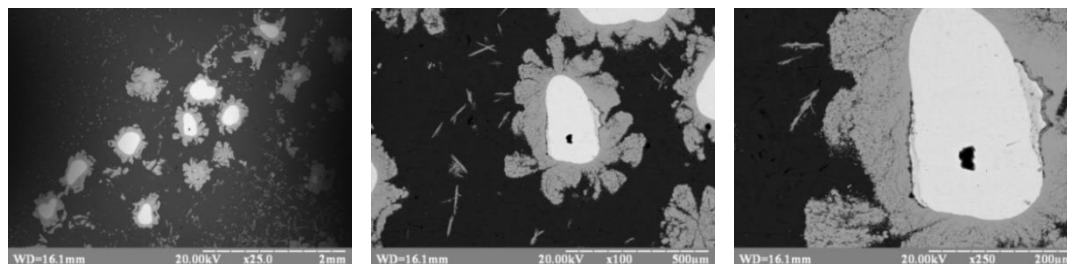
Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків на редено у таблиці 3.12.

Точка 1: Al-52,45 %; Ti-24,64 %; W-18,77 %. Інтерметалід  $Al_{75}Ti_{20}W_5$ .

Точка 2: Al-52,48 %; Fe-27,37 %; W-16,62 %. Інтерметалід  $Al_{74}Fe_{22}W_4$ .

### 3.2.3 Скануючий електронний мікроскопічний аналіз сплаву III

Дослідження мікроструктури зразків сплаву III було проведено на скануючому електронному мікроскопі, результати дослідження представлено на рисунках 3.15, 3.16 та 3.19.



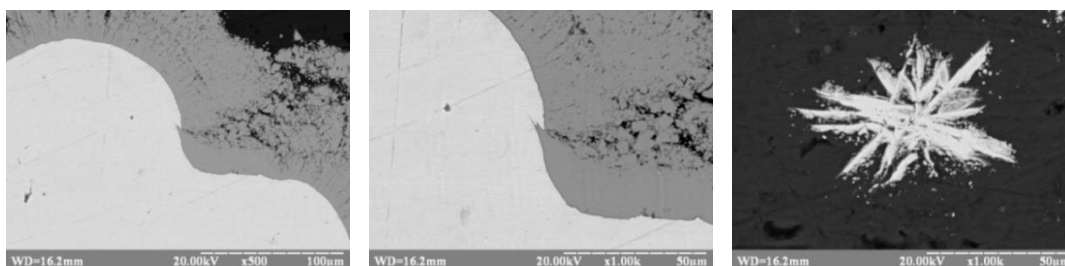


Рисунок 3.15 – Мікроструктури дотичної частини зразків із сплаву III у лівому

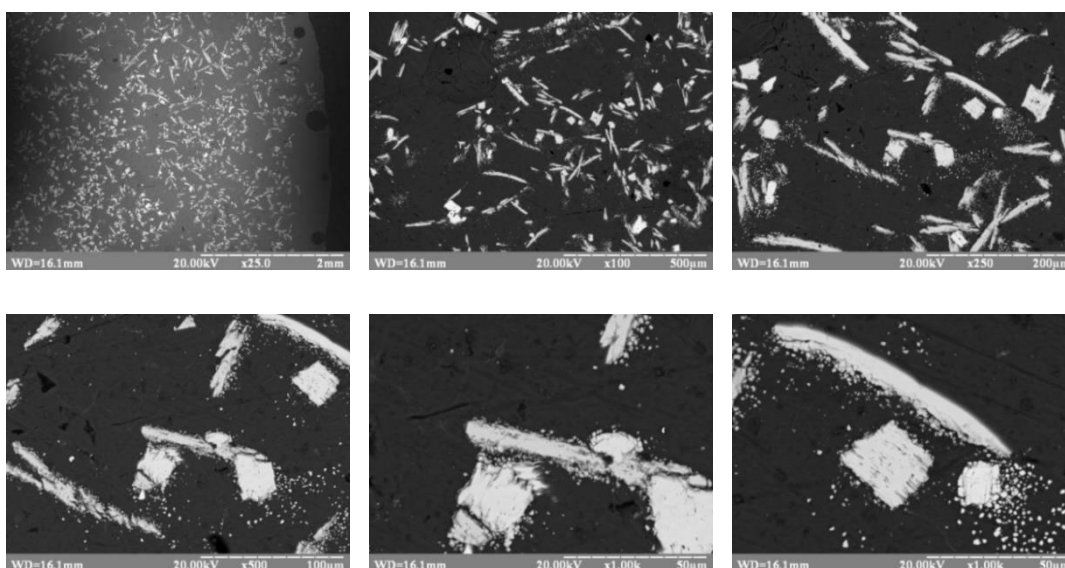
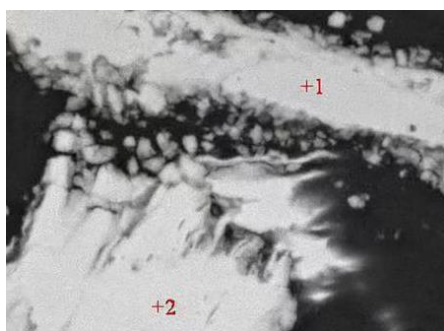


Рисунок 3.16 – Мікроструктури верхньої частини зразків із сплаву III у правому

Одержані скануючі електронні мікрофотографії були проаналізовані та відібрані скануючі електронні мікрофотографії з збільшеннями  $\times 1570$  (рис. 3.17),  $\times 3930$  (рис. 3.18). а хімічні склади сплавів були проаналізовані для кожної фази в електронному скануючому мікроскопі.



Таблиця 3.13 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 3930$ )

Елемент	Точка 1			Точка 2		
	Інт.	мас., %	Ат., %	Інт.	мас., %	Ат., %
Al	3755	49,84	87,132	3166	45,02	84,8



Al	3209	44,05	84,287	3352	44,59	84,576	3681	44,90	84,74	3313	39,37	81,563
W	1081	55,95	15,713	1100	55,41	14,424	1190	55,10	15,26	1402	60,63	18,437
фаза	Al <sub>5</sub> W		Al <sub>5</sub> W			Al <sub>5</sub> W			Al <sub>4</sub> W			

Точка 1: Al-44,05 %; W-55,95 %. Точка 2: Al-44,59 %; W-55,41 %. Точка 3: Al-44,90 %; W-55,10 %. Точка 4: Al-39,37 %; W-60,63 %. Вони є однаковими фазами.  $T=293\text{ K}$ , Al та W є тверді фази. Al є рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\delta$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\delta\rightarrow\gamma$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$ -фаза.

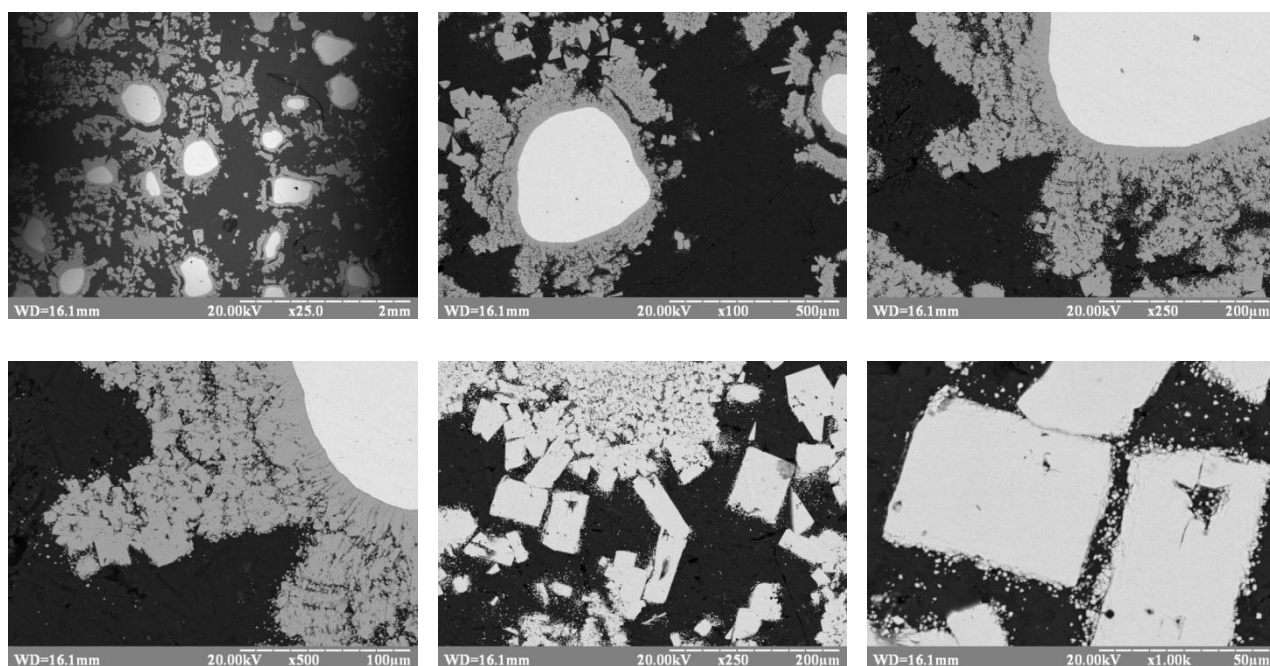
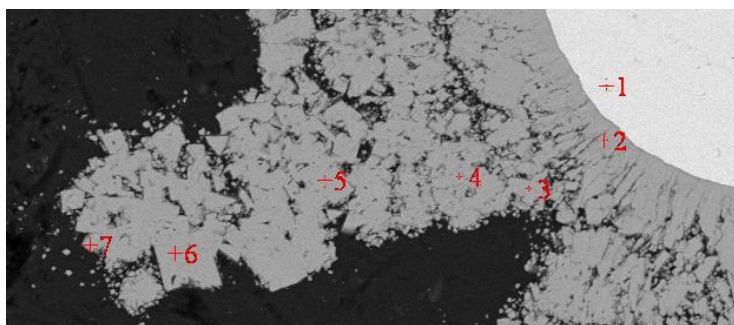


Рисунок 3.19 – Мікроструктури дотичної частини зразків із сплаву III у правому

Одержані скануючі електронні мікрофотографії були проаналізовані та відібрані скануючі електронні мікрофотографії з збільшеннями  $\times 1570$  (рис. 3.20),  $\times 3930$  (рис. 3.21) та  $\times 3930$  (рис. 3.22). а хімічні склади сплавів були проаналізовані для кожної фази в електронному скануючому мікроскопі.

Рисунок 3.20 – Мікроструктура зразків ( $\times 1570$ )

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків на редено у таблиці 3.15.

Таблиця 3.15 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 1570$ )

№	Елемент						фаза
	Al			W			
	Інт.	Мас.,%	Ат.,%	Інт.	Мас.,%	Ат., %	
Точка 1	23	0	0	3877	100	100	W
Точка 2	3068	37,24	80,173	1443	62,76	19,827	Al <sub>4</sub> W
Точка 3	2908	34,97	78,558	1535	65,03	21,442	Al <sub>4</sub> W
Точка 4	3212	38,15	80,777	1444	61,85	19,223	Al <sub>4</sub> W
Точка 5	3115	37,18	80,128	1470	62,82	19,872	Al <sub>4</sub> W
Точка 6	3195	38,48	80,993	1413	61,52	19,007	Al <sub>4</sub> W
Точка 7	3320	37,60	80,413	1534	62,40	19,587	Al <sub>4</sub> W

Точка 1: Al-0; W-100 %. Чистий W.

Точка 2: Al-37,24 %; W-62,76 %. Точка 3: Al-34,97 %; W-65,03 %. Точка 4: Al-38,15 %; W-61,85 %. Точка 5: Al-37,18 %; W-62,82 %. Точка 6: Al-38,48 %;

W-61,52 %. Точка 7: Al-37,60 %; W-62,40 %. Вони є однаковими фазами.  $T=293\text{ K}$ , Al та W є тверді фази. Al є рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\delta$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\varepsilon\rightarrow\delta$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$  або  $\delta$ -фаза.

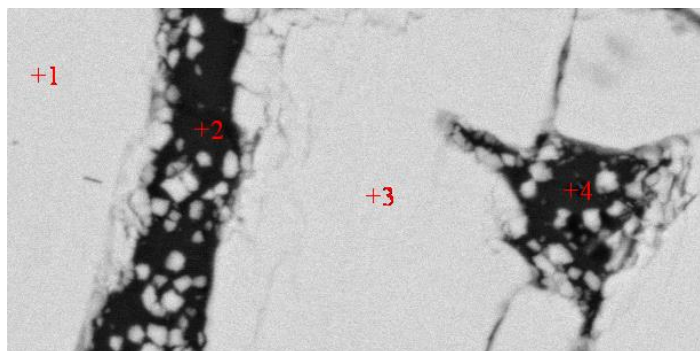


Рисунок 3.21 – Мікроструктура зразків ( $\times 3930$ )

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків наведено у таблиці 3.16.

Таблиця 3.16 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 3930$ )

Елемент	Точка 1			Точка 2			Точка 3			Точка 4		
	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %	Інт.	Мас., %	Ат., %
Al	2999	37,52	80,36	9750	100	100	3107	36,32	79,53	9832	100	100
W	1391	62,48	19,64	0	0	0	1531	63,68	20,47	2	0	0
фаза	Al <sub>4</sub> W			Al			Al <sub>4</sub> W			Al		

Точки 2 та 4: W-0; Al-100 %. Чистий Al.

Точка 1: Al-37,52 %; W-62,48 %. Точка 3: Al-36,32 %; W-63,68 %. Вони є однаковими фазами.  $T=293\text{ K}$ , Al та W є тверді фази. Al є рідкий розчин, W є

твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\delta$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\varepsilon\rightarrow\delta$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$  або  $\delta$ -фаза.

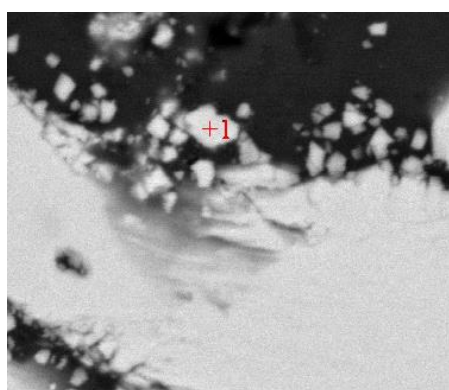


Рисунок 3.22 – Мікроструктура зразків ( $\times 3930$ )

Таблиця 3.17 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу ( $\times 3930$ )

Елемент	Точка 1		
	Інт.	Мас., %	Ат., %
Al	3343	37,27	80,193
W	1570	62,73	19,807
фаза	Al <sub>4</sub> W		

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу для зразків наведено у таблиці 3.17.

Точка 1: Al-37,27 %; W-62,73 %.  $T=293$  K, Al та W є тверді фази. Al є рідкий розчин, W є твердий розчин, вони взаємно дифундують, в них з'явилися хімічна сполука W з Al тобто  $\delta$ -фаза. Після цього вступ в реакцію перитектичного перетворення:  $L+\varepsilon\rightarrow\delta$ . Коли температура зменшується, остаточно утворюється  $\gamma$  або  $\delta$ -фаза.

### 3.2.4 Скануючий електронний мікроскопічний аналіз результатів

Результати дослідження зразків сплаву I наведено в таблицях 3.4 – 3.8. Сплав складається з п'ятьох фаз:

- перша з них вміщує 64,06 % – 68,40 % W і є інтерметалідною фазою зі стехіометрією  $Al_4W$ ;
- друга з них вміщує 51,97 % – 57,71 % W і є інтерметалідною фазою зі стехіометрією  $Al_5W$ ;
- третя з них вміщує W і значні концентрації інших металів і є, можливо складним інтерметалідом;
- четверта з них вміщує 97,64 % – 99,70 % Al і є твердим розчином на основі алюмінію;
- п'ятий з них вміщує 89,87 % – 99,59 % Al і є твердим розчином на основі вольфраму.

Результати аналізу наслідена на рисунку 2.23.

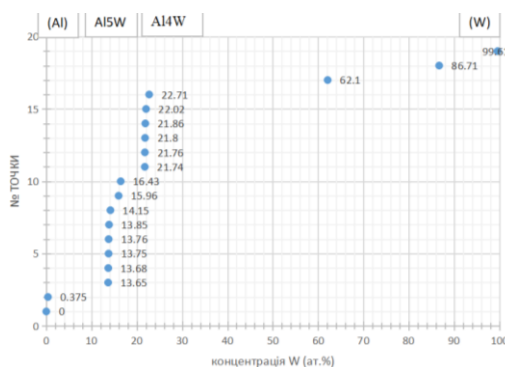


Рисунок 2.23 – Аналіз концентрації W

Результати дослідження зразків сплаву II наведено в таблицях 3.9 – 3.12. Сплав складається з трьох фазів:

- перший з них вміщує 61,07 % – 62,59 % W і є інтерметалідні фази зі стехіометрією  $Al_4W$ ;

– другий з них вміщує 0 – 11,84 % W і значні концентрації інших металів і є, можливо складним інтерметалідам;

– третій з них вміщує 99,8 % – 99,87 % Al і є твердим розчином на основі алюмінію.

Результати аналізу наслідена на рисунку 2.24.

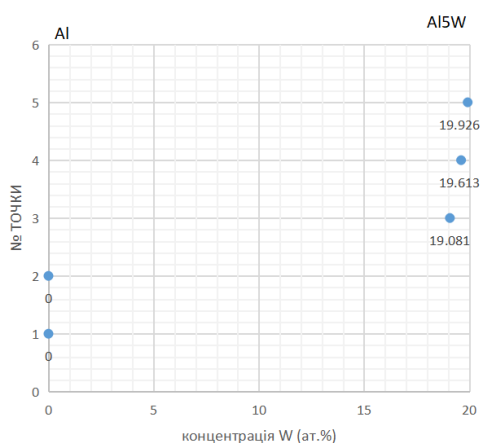


Рисунок 2.24 – Аналіз концентрації W

Результати дослідження зразків сплаву III наведено в таблицях 3.4 – 3.8, сплав складається з чотирьох фаз:

– перша з них вміщує 60,63 % – 63,68 % W і є інтерметалідна фаза зі стехіометрією  $Al_4W$ ;

– друга з них вміщує 50,16 % – 55,95% W і є інтерметалідна фаза зі стехіометрією  $Al_5W$ ;

– третій з них вміщує 21,442 % W і є інтерметалідні фази зі стехіометрією  $Al_{77}W_{23}$ ;

– четвертий з них вміщує 100% Al і є чистий Al.

Результати аналізу наслідена на рисунку 2.25.

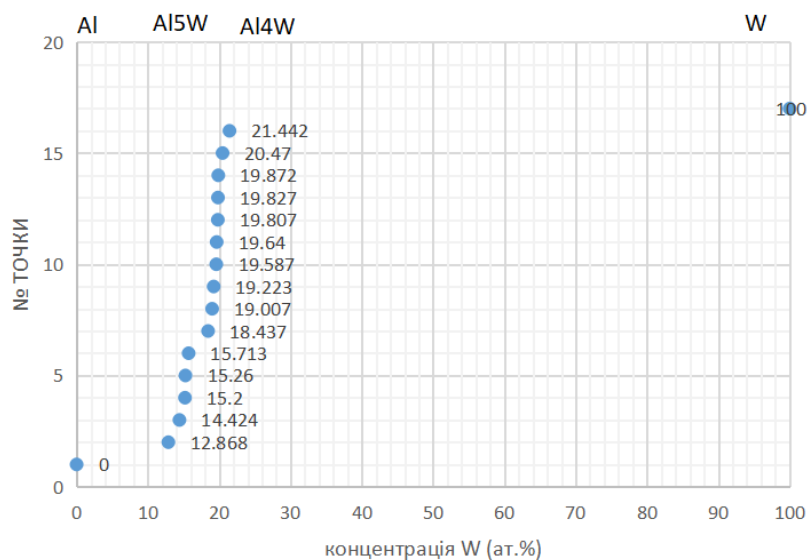


Рисунок 2.25 – Аналіз концентрації W

### 3.3 Рентгеноструктурний аналіз зразків

#### 3.3.1 Сплав І

Дослідження мікроструктури зразків сплаву І було проведено на Рентгенівському дифрактометрі. Рентгенівський дифрактометр (Ultima IV) профіль вимірювання надано на рисунку 2.26, умови вимірювання сплаву в таблиці 3.18.

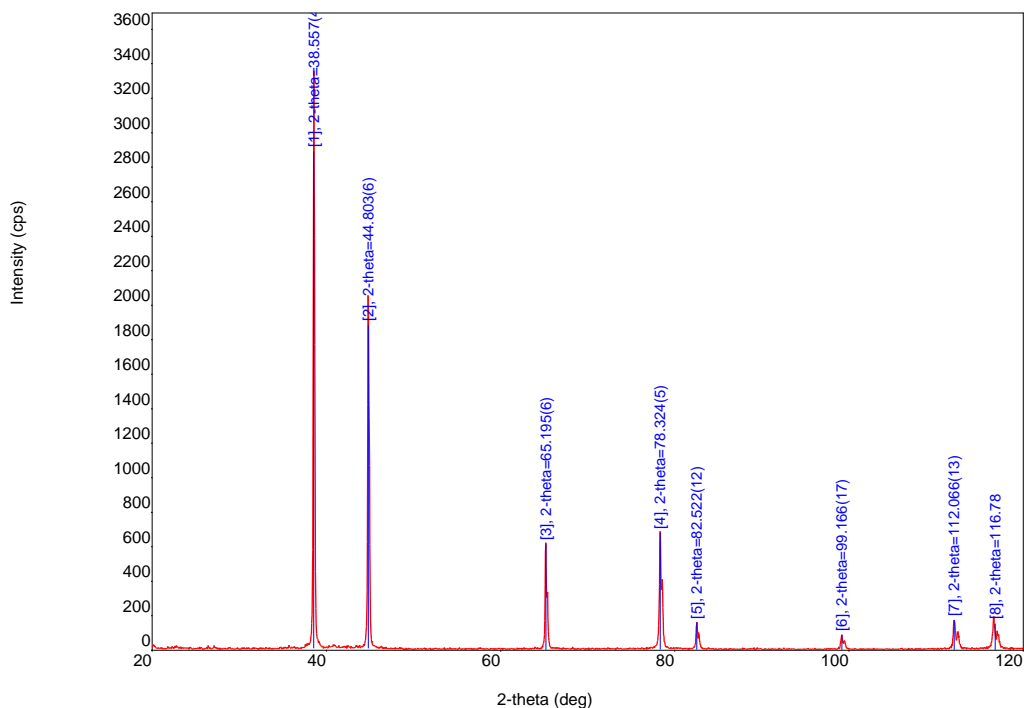


Рисунок 2.26 – Профіль вимірювання

Таблиця 3.18 – Умови вимірювання сплаву

X-Ray	30 kV, 30 mA	Scan speed / Duration time	2,0000 deg./min.
Goniometer		Step width	0,0400 deg.
Attachment	-	Scan axis	2theta/theta
Filter		Scan range	20,0000 – 120,0000
CBO selection slit	-	Incident slit	1/2deg.
Diffacted beam	Fixed	Length limiting slit	-
Detector	Scintillation	Receiving slit #1	1/2deg.
Scan mode	CONTINUOUS	Receiving slit #2	0,45mm

Основні результати експериментального аналізу: результати якісного аналізу (табл. 3.19); константи решітки (табл. 3.20); результати рентгенофазового аналізу (табл. 3.21); результати кількісного аналізу (табл. 3.22).

Таблиця 3.19 – Результати якісного аналізу

Phase name	Formula	Figure of merit	Phase reg. detail	DB card number
Aluminum	Al	0,276	User (COD)	9012002
Phase name	Formula	Space group	Phase reg. detail	DB card number
Aluminum	Al	225 : Fm-3m	User (COD)	9012002

Таблиця 3.20 – Константи решітки

Phase name	<i>a</i> (Å)	<i>b</i> (Å)	<i>c</i> (Å)	alpha(deg)	beta(deg)	gamma(deg)	<i>V</i> (Å <sup>3</sup> )
Aluminum	4,04985	4,04985	4,04985	90,00	90,00	90,00	66,423

Таблиця 3.21 – Результати рентгенофазового аналізу

No.	2-theta(deg)	<i>d</i> (ang.)	Int. I (cps deg)	Phase name
1	38,557(4)	2,3330(2)	490(5)	Al(1,1,1)
2	44,803(6)	2,0212(2)	335(5)	Al(2,0,0)
3	65,195(6)	1,42980(12)	117(2)	Al(2,2,0)
4	78,324(5)	1,21974(7)	170(2)	Al(3,1,1)
5	82,522(12)	1,16800(13)	38,6(11)	Al(2,2,2)
6	99,166(17)	1,01173(13)	26,2(9)	Al(4,0,0)
7	112,066(13)	0,92877(7)	58,4(15)	Al(3,3,1)
8	116,78	0,904474	37,0376	Al(4,2,0)

Таблиця 3.22 – Результати кількісного аналізу (WPPF)

Phase name	Content (%)
Aluminum	100,0(7)

Сплав І складається переважно з однієї фази: Al (рис. 3.27). Крім того існують фази: Al<sub>5</sub>W (рис. 3.28), Al<sub>12</sub>W (рис. 3.29), Al<sub>0,9905</sub>W<sub>0,0095</sub> (рис. 3.30), та Al<sub>4</sub>W

(рис. 3.31).

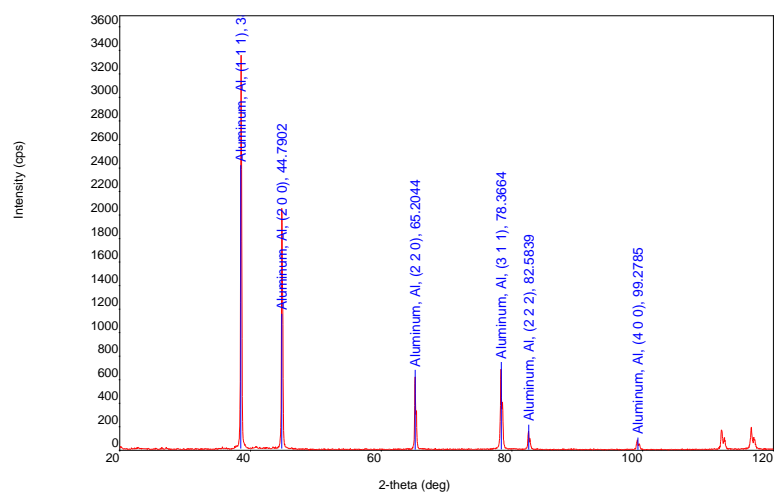
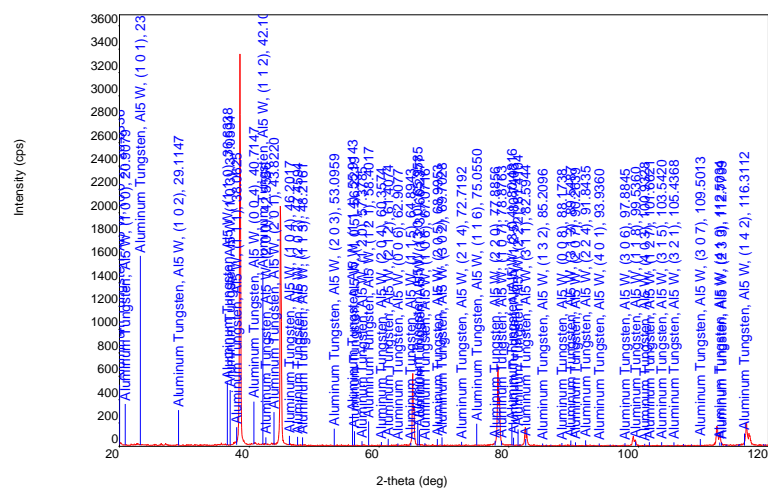
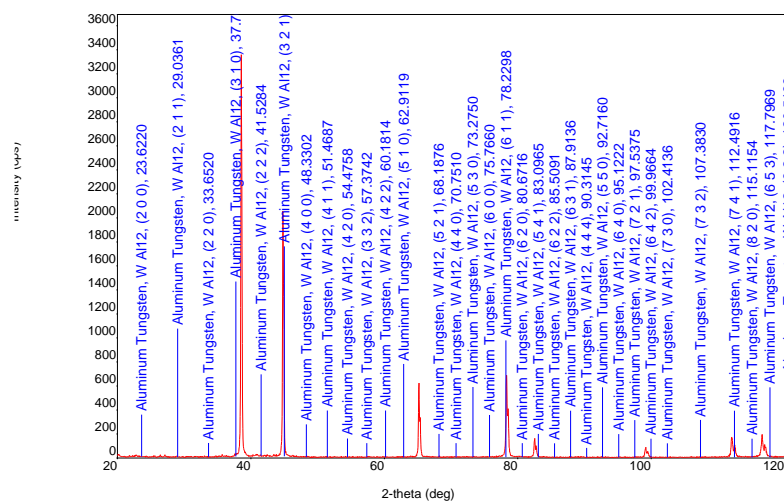
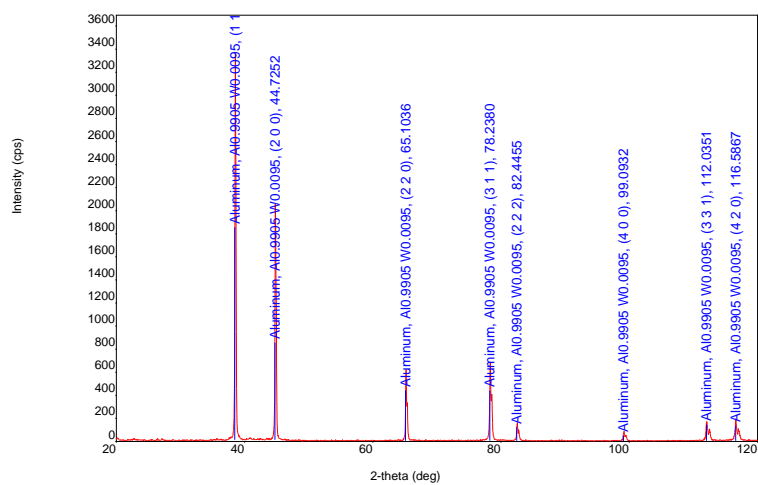


Рисунок 3.27 – Al

Рисунок 3.28 – Al<sub>5</sub>W

Рисунок 3.29 –  $Al_{12}W$ Рисунок 3.30 –  $Al_{0,9905}W_{0,0095}$



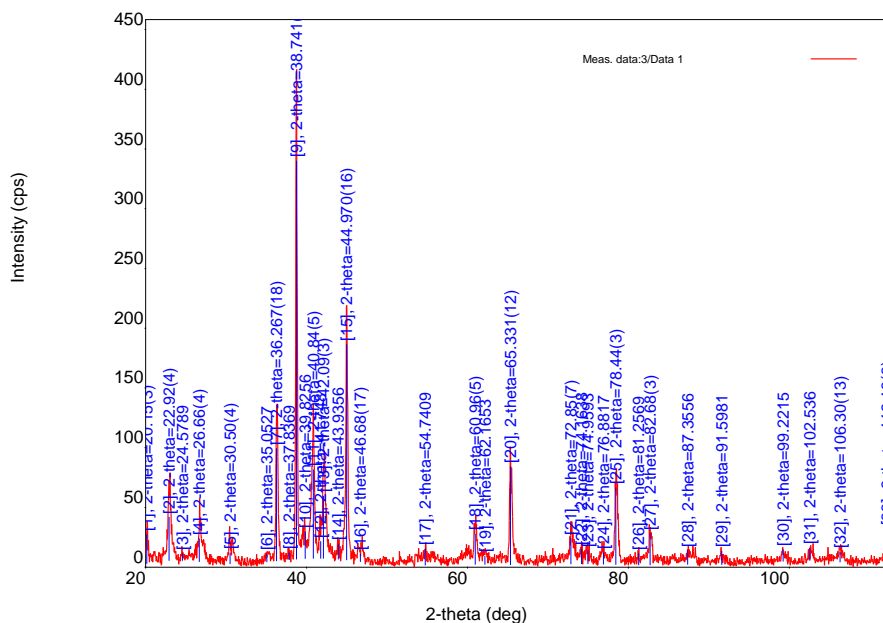


Рисунок 3.32 – Профіль вимірювання

Таблиця 3.23 – Умови вимірювання сплаву

X-Ray	30 kV, 30 mA	Scan speed / Duration time	2.0000 deg./min.
Goniometer		Step width	0.0400 deg.
Attachment	-	Scan axis	2theta/theta
Filter		Scan range	20,00 - 113,08 deg.
CBO selection slit	-	Incident slit	1/2deg.
Diffrected beam mono.	Fixed Monochro.(U4)	Length limiting slit	-
Detector	Scintillation counter	Receiving slit #1	1/2deg.
Scan mode	CONTINUOUS	Receiving slit #2	0,45mm

Основні результати експериментального аналізу: результати якісного аналізу (табл. 3.24); константи решітки (табл. 3.25); результати рентгенофазового аналізу (табл. 3.26); результати кількісного аналізу (табл. 3.27).

Таблиця 3.24 – Результати якісного аналізу

Phase name	Formula	Figure of merit	Phase reg. detail	DB card number
Aluminum	Al	0,830	User (COD)	4313202
Aluminum Titanium	Al <sub>2</sub> Ti	2,015	ICDD (PDF-2/Release 2011 RDB)	01-072-9142
Aluminum Tungsten	Al <sub>4</sub> W	1,375	ICDD (PDF-2/Release 2011 RDB)	03-065-1241
Phase name	Formula	Space group	Phase reg. detail	DB card number
Aluminum	Al	225 : Fm-3m	User (COD)	4313202
Aluminum Titanium	Al <sub>2</sub> Ti	141 : I41/amd, choice-2	ICDD (PDF-2/Release 2011 RDB)	01-072-9142
Aluminum Tungsten	Al <sub>4</sub> W	8 : C1m1, unique-b, cell-1	ICDD (PDF-2/Release 2011 RDB)	03-065-1241

Таблиця 3.25 – Константи решітки

Phase name	<i>a</i> (Å)	<i>b</i> (Å)	<i>c</i> (Å)	alpha(deg)	beta(deg)	gamma(deg)	V(Å <sup>3</sup> )
Aluminum	4,0293	4,0293	4,0293	90,00	90,00	90,00	65.417(13)
Aluminum Titanium	4,0178	4,0178	24,434	90,00	90,00	90,00	394.4(4)
Aluminum Tungsten	5,205	17,69	5,209	90,00	99.95	90,00	472.2(9)

Таблиця 3.26 – Результати рентгенофазового аналізу

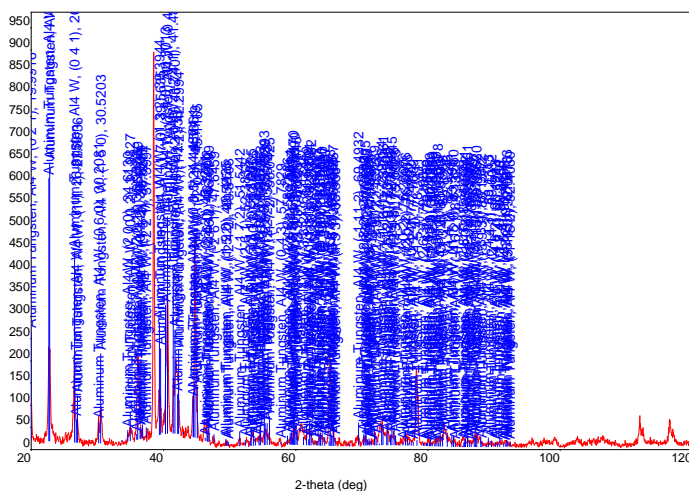
No.	2-theta(deg)	d (ang.)	Int. I (cps deg)	Phase name
1	20,15(3)	4,402(7)	6,6(8)	Al <sub>4</sub> W(0,2,1)
2	22,92(4)	3,878(7)	17,7(15)	Al <sub>2</sub> Ti(1,0,1), Al <sub>4</sub> W(1,1,-1)
3	24,5789	3,61888	1,64258	Al <sub>2</sub> Ti(1,0,3)
4	26,66(4)	3,341(5)	14,3(12)	Al <sub>4</sub> W(0,4,1)
5	30,50(4)	2,929(4)	9,0(10)	Al <sub>4</sub> W(0,6,0)
6	35,0527	2,55785	1,88513	Al <sub>4</sub> W(2,0,0)
7	36,267(18)	2,4749(12)	27,4(11)	Al <sub>4</sub> W(2,0,-1)
8	37,8369	2,37578	1,73173	Al <sub>4</sub> W(2,2,-1)
9	38,741(9)	2,3224(5)	62,7(17)	Al(1,1,1), Al <sub>2</sub> Ti(1,1,6)
10	39.8256	2,26161	6,91408	Al <sub>2</sub> Ti(1,0,9), Al <sub>4</sub> W(1,3,-2)
11	40,84(5)	2,208(2)	38,2(19)	Al <sub>4</sub> W(2,4,0)
12	41,748	2,1618	4,37697	Unknown
13	42,09(3)	2,1449(12)	30,2(17)	Al <sub>4</sub> W(2,4,-1)
14	43,9356	2,05911	3,88102	Unknown
15	44,970(16)	2,0141(7)	45,2(18)	Al(2,0,0), Al <sub>4</sub> W(1,7,1)
16	46,68(17)	1,944(7)	4,4(11)	Al <sub>2</sub> Ti(1,0,11), Al <sub>4</sub> W(2,2,-2)
17	54,7409	1,67547	4,42563	Al <sub>2</sub> Ti(2,0,8), Al <sub>4</sub> W(2,8,0)
18	60,96(5)	1,5187(12)	11,2(11)	Unknown
19	62,1653	1,492	2,23413	Al <sub>2</sub> Ti(2,1,9), Al <sub>4</sub> W(3,3,1)
20	65,331(12)	1,4271(2)	23,0(10)	Al(2,2,0), Al <sub>2</sub> Ti(2,0,12)
21	72,85(7)	1,2973(11)	12,4(11)	Al <sub>2</sub> Ti(2,1,13), Al <sub>4</sub> W(4,0,-1)
22	74,1638	1,27751	4,25794	Al <sub>4</sub> W(2,12,0)
23	74,9593	1,26591	3,90994	Al <sub>2</sub> Ti(3,1,2), Al <sub>4</sub> W(4,2,0)
24	76,8817	1,23898	3,42968	Al <sub>4</sub> W(3,5,2)
25	78,44(3)	1,2183(3)	20,7(10)	Al <sub>2</sub> Ti(2,0,16), Al <sub>4</sub> W(1,5,-4)
26	81,2569	1,18295	3,45176	Al <sub>4</sub> W(2,12,-2)
27	82,68(3)	1,1662(3)	9,5(7)	Al <sub>2</sub> Ti(2,2,12)

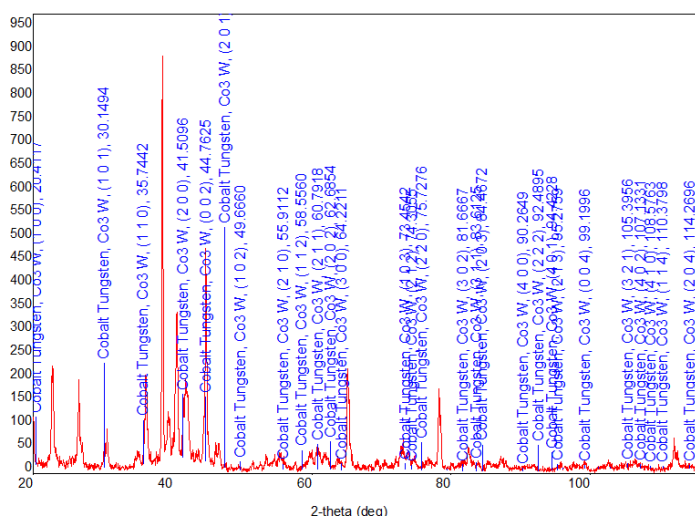
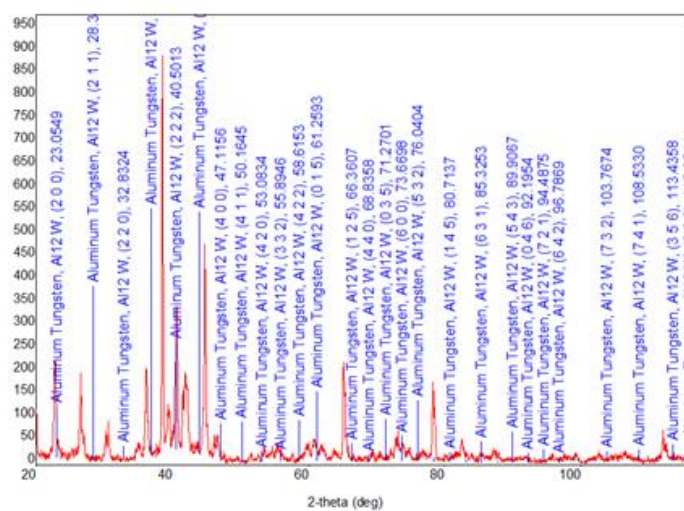
28	87,3556	1,11538	4,16946	Al <sub>2</sub> Ti(1,0,21), Al <sub>4</sub> W(4,2,-3)
29	91,5981	1,07446	4,12824	Unknown
30	99,2215	1,01132	3,65532	Unknown
31	102,536	0,987437	3,90222	Unknown
32	106,30(13)	0,9626(8)	8,1(10)	Unknown
33	112,13(3)	0,92841(18)	12,8(9)	Unknown

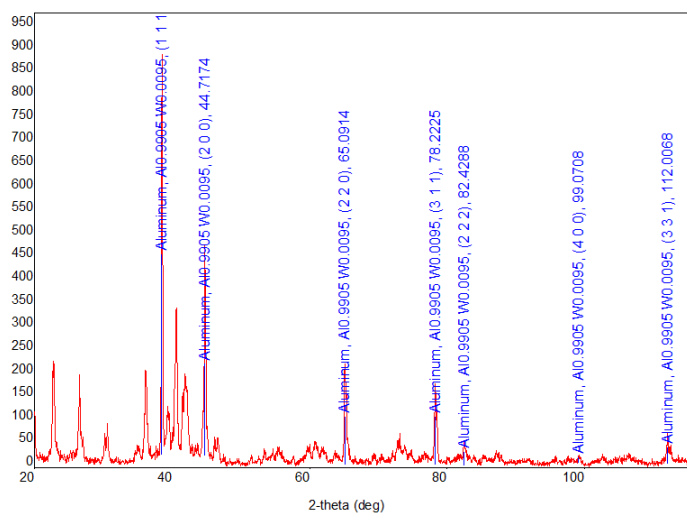
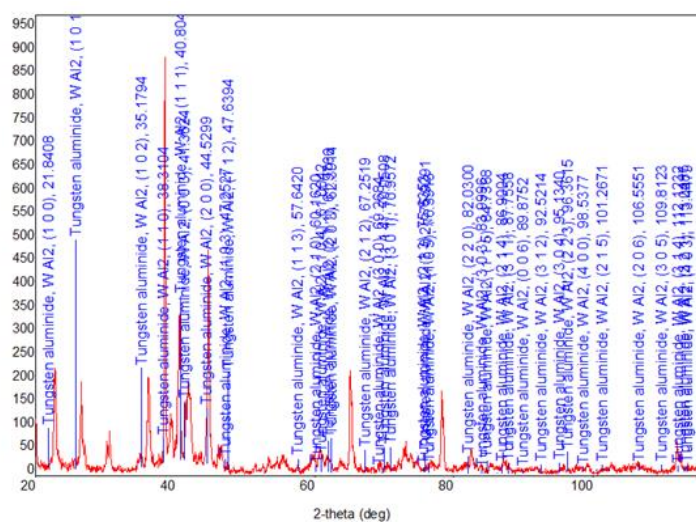
Таблиця 3.27 – Результати кількісного аналізу (WPPF)

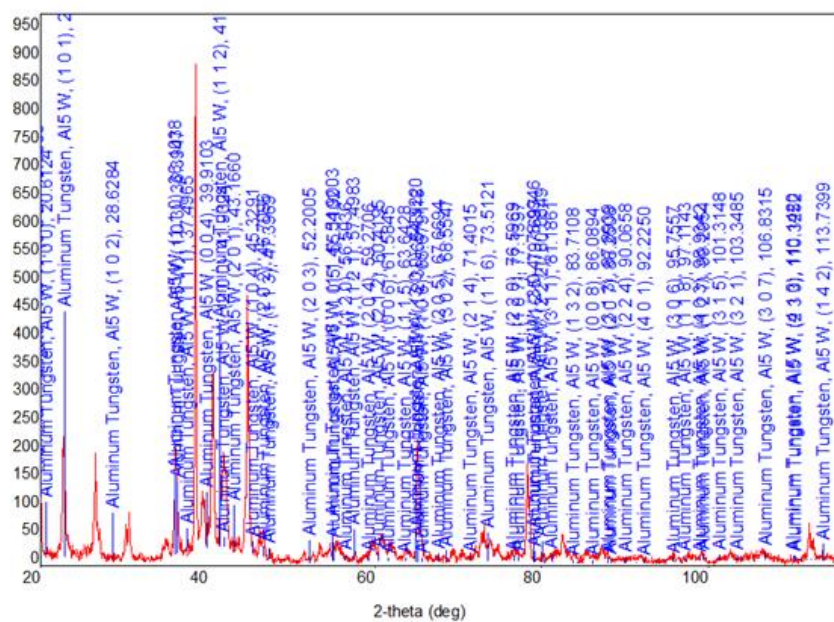
Phase name	Content (%)
Aluminum	72(8)
Aluminum Titanium	1(2)
Aluminum Tungsten	27(4)

Сплав II складається переважно з трьох фаз: Al, Al<sub>2</sub>Ti та Al<sub>4</sub>W (рис. 3.33). Крім того існують фази: Co<sub>3</sub>W фаза (рис. 3.34), γ-фаза (Al<sub>12</sub>W) (рис. 3.35), (Al)-фаза (Al<sub>0,9905</sub>W<sub>0,0095</sub>) (рис. 3.36), θ-фаза (Al<sub>2</sub>W) (рис. 3.37), δ-фаза (Al<sub>5</sub>W) (рис. 3.38).

Рисунок 3.33 – Al<sub>4</sub>W

Рисунок 3.34 –  $\text{Co}_3\text{W}$ Рисунок 3.35 –  $\text{Al}_{12}\text{W}$

Рисунок 3.36 –  $\text{Al}_{0.9905}\text{W}_{0.0095}$ Рисунок 3.37 –  $\text{Al}_2\text{W}$

Рисунок 3.38 – Al<sub>5</sub>W

### 3.3.3 Сплав III

Дослідження мікроструктури зразків сплаву III було проведено на Рентгенівському дифрактометрі. Рентгенівський дифрактометр (Ultima IV) профіль вимірювання надано на рисунку 2.39, умови вимірювання сплаву в таблиці 3.28.

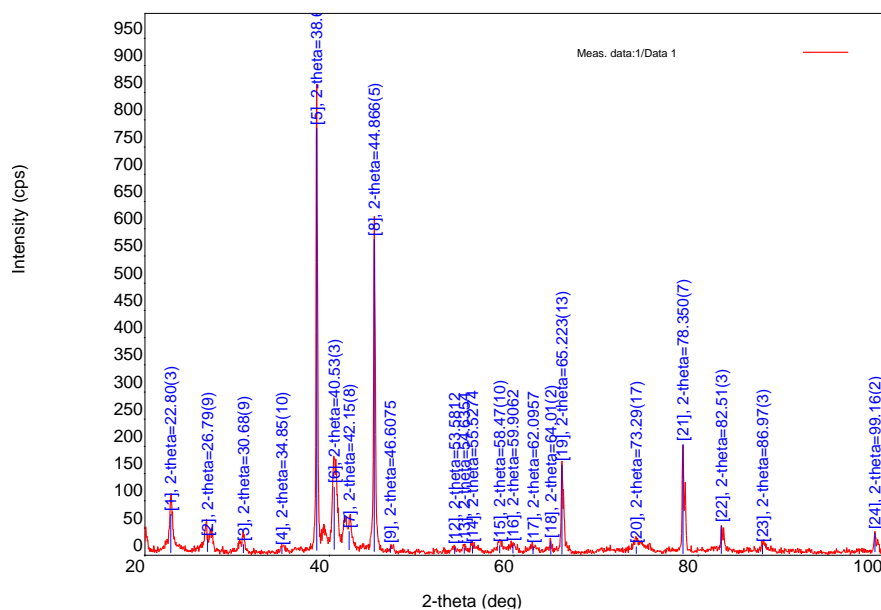


Рисунок 3.39 – Профіль вимірювання

Таблиця 3.28 – Умови вимірювання сплаву

X-Ray	30 kV, 30 mA	Scan speed / Duration time	2,0000 deg./min.
Goniometer		Step width	0,0400 deg.
Attachment	-	Scan axis	2theta/theta
Filter		Scan range	20,00 - 100,00 deg.
CBO selection slit	-	Incident slit	1/2 deg.
Diffrected beam mono	Fixed Monochro.(U4)	Length limiting slit	-
Detector	Scintillation counter	Receiving slit #1	1/2 deg.
Scan mode	CONTINUOUS	Receiving slit #2	0,45 mm

Основні результати експериментального аналізу: результати якісного аналізу (табл. 3.29); константи решітки (табл. 3.30); результати рентгеносфазового аналізу (табл. 3.31); результати кількісного аналізу (табл. 3.32).

Таблиця 3.29 – Результати якісного аналізу

Phase name	Formula	Figure of merit	Phase reg. detail	DB card number
Aluminium	Al	0,539	User (COD)	9012956
Aluminium Tungsten	Al <sub>4</sub> W	0,898	ICDD (PDF-2/Release 2011 RDB)	03-065-1241
Phase name	Formula	Space group	Phase reg. detail	DB card number
Aluminium	Al	225 : Fm-3m	User (COD)	9012956
Aluminium Tungsten	Al <sub>4</sub> W	8 : C1m1, unique-b, cell-1	ICDD (PDF-2/Release 2011 RDB)	03-065-1241

Таблиця 3.30 – Константи решітки

Phase name	a(A)	b(A)	c(A)	alpha(deg)	beta(deg)	gamma(deg)	V(A <sup>3</sup> )
Aluminium	4,04746	4,04746	4,04746	90,00	90,00	90,00	66,305(4)
Aluminium Tungsten	5,254	17,752	5,222	90,00	100,22	90,00	479,3(4)

Таблиця 3.31 – Результати рентгенофазового аналізу

No.	2-theta(deg)	d(ang.)	Int. I(cps deg)	Phase name
1	22,80(3)	3,897(5)	37,0(11)	Al <sub>4</sub> W(1,1,-1)
2	26,79(9)	3,325(11)	21,3(18)	Al <sub>4</sub> W(0,4,1)
3	30,68(9)	2,912(8)	11,9(14)	Al <sub>4</sub> W(0,6,0)
4	34,85(10)	2,572(7)	4,9(8)	Al <sub>4</sub> W(2,0,0)
5	38,625(6)	2,3291(4)	123(3)	Al(1,1,1)
6	40,53(3)	2,2240(16)	65(4)	Al <sub>4</sub> W(2,4,0)
7	42,15(8)	2,142(4)	40(4)	Al <sub>4</sub> W(2,4,-1)
8	44,866(5)	2,0185(2)	108,2(19)	Al(2,0,0), Al <sub>4</sub> W(1,7,1)
9	46,6075	1,94709	3,19239	Al <sub>4</sub> W(2,2,-2)
10	47,9861	1,89433	1,87426	Al <sub>4</sub> W(2,6,-1)
11	52,3649	1,74575	2,21976	Al <sub>4</sub> W(2,6,1)
12	53,5812	1,70896	3,21704	Al <sub>4</sub> W(3,1,-1)
13	54,6354	1,67845	3,14621	Al <sub>4</sub> W(2,8,0)
14	55,5274	1,65358	4,1636	Al <sub>4</sub> W(3,3,-1)
15	58,47(10)	1,577(2)	6,5(15)	Al <sub>4</sub> W(2,4,2), Unknown
16	59,9062	1,54275	4,68196	Al <sub>4</sub> W(3,5,0)
17	62,0957	1,49351	4,01943	Al <sub>4</sub> W(3,3,1)
18	64,01(2)	1,4533(4)	3,7(6)	Al <sub>4</sub> W(1,11,1)
19	65,223(13)	1,4293(2)	38,4(13)	Al(2,2,0), Al <sub>4</sub> W(3,5,-2)
20	73,29(17)	1,291(3)	18,3(15)	Al <sub>4</sub> W(4,0,-1)
21	78,350(7)	1,21939(10)	41,6(12)	Al(3,1,1), Al <sub>4</sub> W(1,5,-4)
22	82,51(3)	1,1681(3)	13,8(8)	Al(2,2,2)
23	86,97(3)	1,1193(3)	8,1(8)	Al <sub>4</sub> W(3,11,1)
24	99,16(2)	1,01177(19)	8,3(8)	Al(4,0,0), Unknown

Таблиця 3.32 – Результати кількісного аналізу (WPPF)

Phase name	Content (%)
Aluminium	66,0(11)
Aluminum Tungsten	34(2)

### 3.3.4 Рентгеноструктурний аналіз результатів

Видно, що сплав I складається переважно з п'ятьох фаз: Al, Al<sub>5</sub>W, Al<sub>12</sub>W, Al<sub>0,9905</sub>W<sub>0,0095</sub>, та Al<sub>4</sub>W. Основна фаза-Al (табл. 3,33).

Таблиця 3.33 – Метрика решітки та тип

Фаза	Константи решітки						Решітки тип	Вміст (%)
	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	$\alpha$	$\beta$	$\gamma$		
Al	4,04985	4,04985	4,04985	90,000	90,000	90,000	ГЦК	100

Видно, що сплав II складається переважно з трьох фаз (табл. 3,34): Al, Al<sub>2</sub>Ti та Al<sub>4</sub>W. Досі існують Co<sub>3</sub>W фаза,  $\theta$ -фаза (Al<sub>2</sub>W),  $\delta$ -фаза (Al<sub>5</sub>W),  $\gamma$ -фаза (Al<sub>12</sub>W), (Al)-фаза (Al<sub>0,9905</sub>W<sub>0,0095</sub>), Але вміст невеликий, і константи решітки не вдалося виявити.

Таблиця 3.34 – Метрика решітки та тип

Фаза	Константи решітки						Решітки тип	Вміст (%)
	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	$\alpha$	$\beta$	$\gamma$		
Al	4,0293	4,0293	4,0293	90,000	90,000	90,000	ГЦК	72
Al <sub>2</sub> Ti	4,0178	4,0178	24,434	90,000	90,000	90,000	ОЦК	1
Al <sub>4</sub> W	5,205	17,69	5,209	90,000	99,95	90,0000	Моноклінна. Тип МоAl <sub>4</sub> .	27

Видно, що сплав III в основному складається з двох фаз (табл. 3,35): Al та Al<sub>4</sub>W. Легований сплав має ще на одну фазу Al<sub>2</sub>Ti більше, ніж сплав вольфраму і алюмінію.

Таблиця 3.35 – Метрика решітки та тип

Фаза	Константи решітки						Решітки тип	Вміст (%)
	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	$\alpha$	$\beta$	$\gamma$		
Al	4,04746	4,047	4,047	90,00	90,00	90,00	ГЦК	66
Al <sub>4</sub> W	5,254	17,752	5,222	90,00	100,22	90,00	Моноклінна. Тип МоAl <sub>4</sub> .	34

### 3.3.4 Аналіз процесу кристалізації мезофази та локальні дифузійні потоки

Аналіз сутності і кінетики перитектичного перетворення  $L + \alpha \rightarrow \beta$  (де  $\alpha = Al_{77}W_{23}$ ,  $\beta = Al_4W$ ) (рис. 3.40) проводимо за методикою [24].

У сплаві складу I:

$T=T_1: L_{C_1}$  (рис. 3.41 А);

$T=T_2: \alpha_{C_1} = L_{C_2}$  (рис. 3.41 В);

$T=T_3: L_{C_3} \rightarrow L_{C_3}^I + \alpha_{C_3}^{II}$  (рис. 3.41 С);

$T=T4: L+\alpha \leftrightarrow \beta;$

$T=T5$  (рис. 3.41 D)

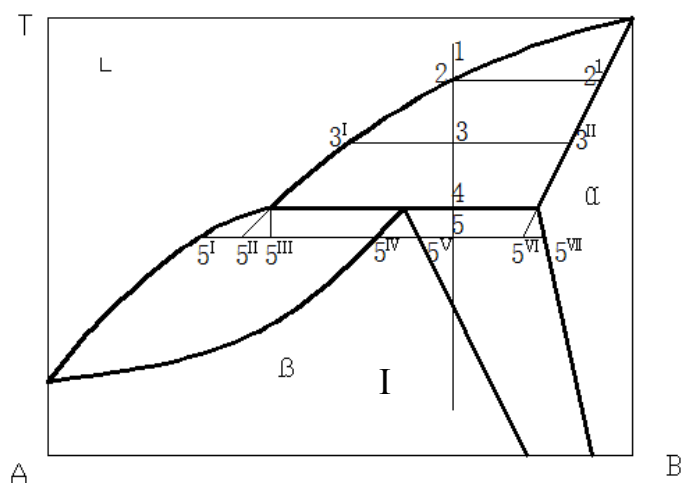


Рисунок 3.40 – До аналізу перитектичного перетворення [24]

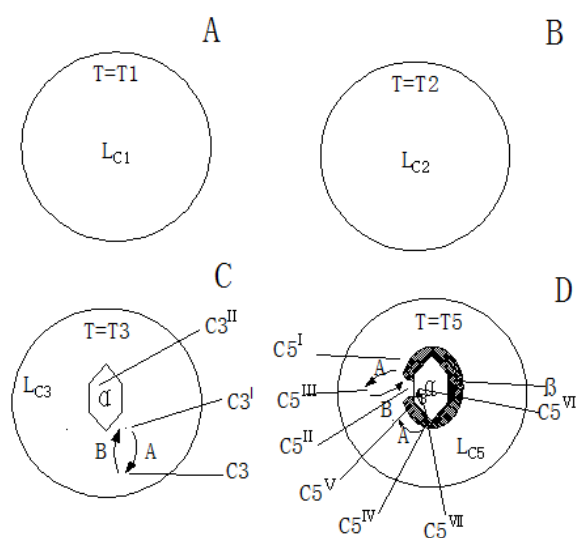


Рисунок 3.41 – Дифузійний потік атомів В при перитектичному перетворенні в сплаві [24]

Послідовність фазового перетворення  $L+W \rightarrow Al_n W$  (рис. 3.42) при відсутності градієнту концентрації в рідкій фазі.

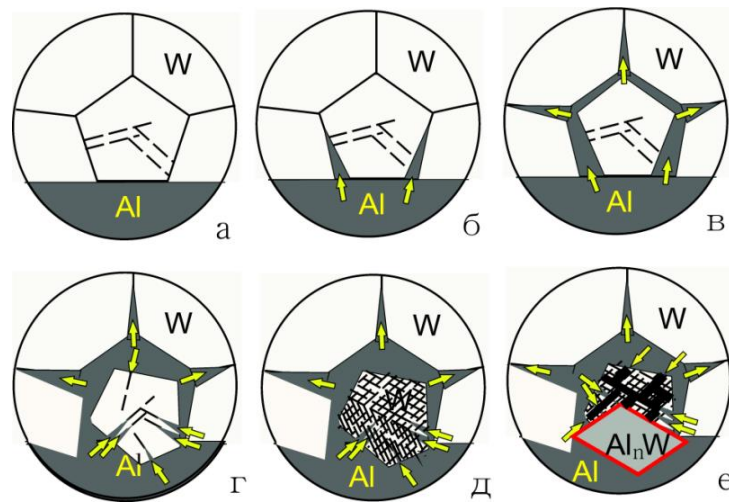


Рисунок 3.42 – Процес перитектичної кристалізації [24]

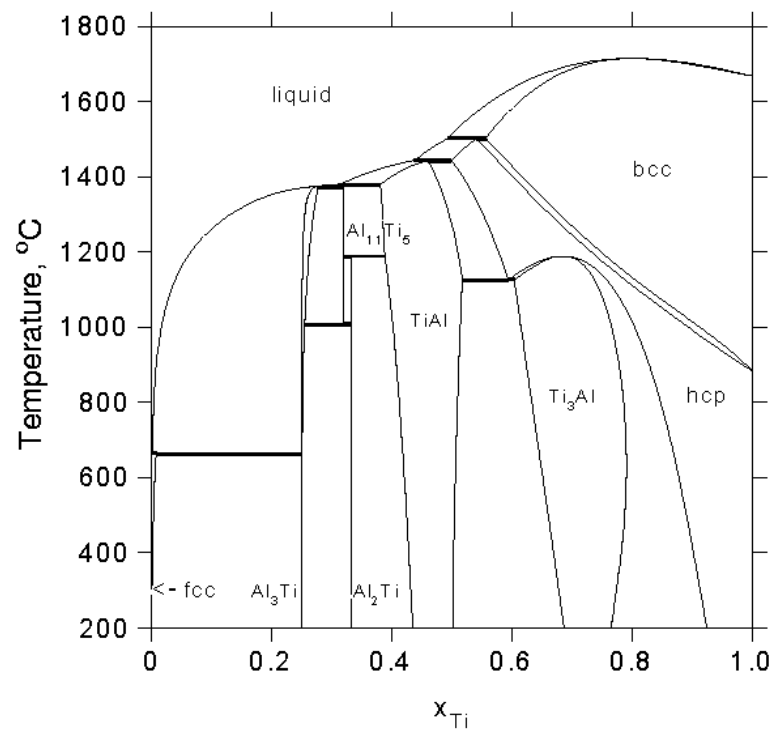


Рисунок 3.43 – Діаграма фазових рівноваг в системі Al-Ti [18]

Аналіз сутності і кінетики перитектоїдного перетворення  $\gamma + \alpha \rightarrow \beta$  [де  $\alpha = \text{TiAl}$ ,  $\beta = \text{Al}_2\text{Ti}$ ,  $\gamma = \text{Al}_{11}\text{Ti}_5$  (рис. 3.43)] (рис. 3.44) проводимо за методикою [24].

У сплаві складу I:

$T=T1: \gamma_{C1}$  (рис. 3.45A);

$T=T2: \alpha_{C1}=\gamma_{C2}$  (рис. 3.45 B);

$T=T3: \gamma_{C3} \rightarrow \gamma_{C3}^I + \alpha_{C3}^{II}$  (рис. 3.45 C);

$T=T4: \gamma + \alpha \leftrightarrow \beta$ ;

$T=T5$  (рис. 3.45 D)

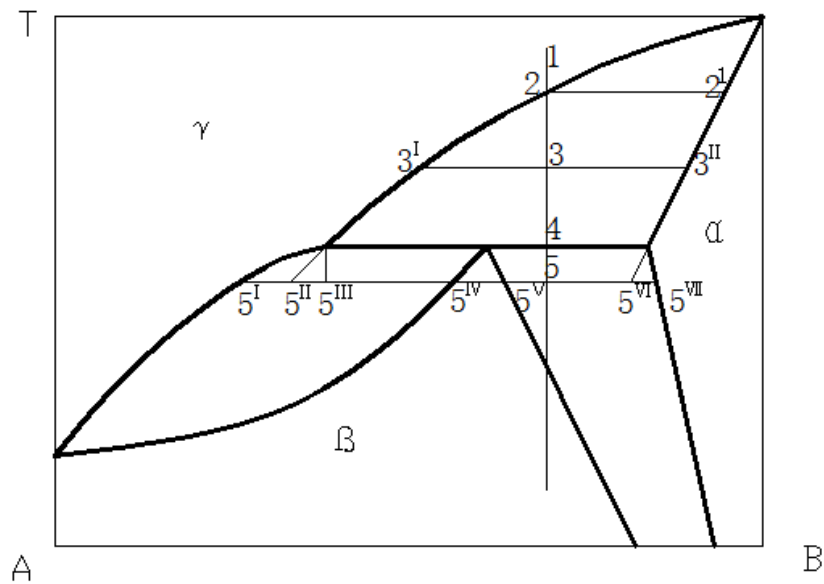


Рисунок 3.44 – До аналізу перитектоїдного перетворення [24]

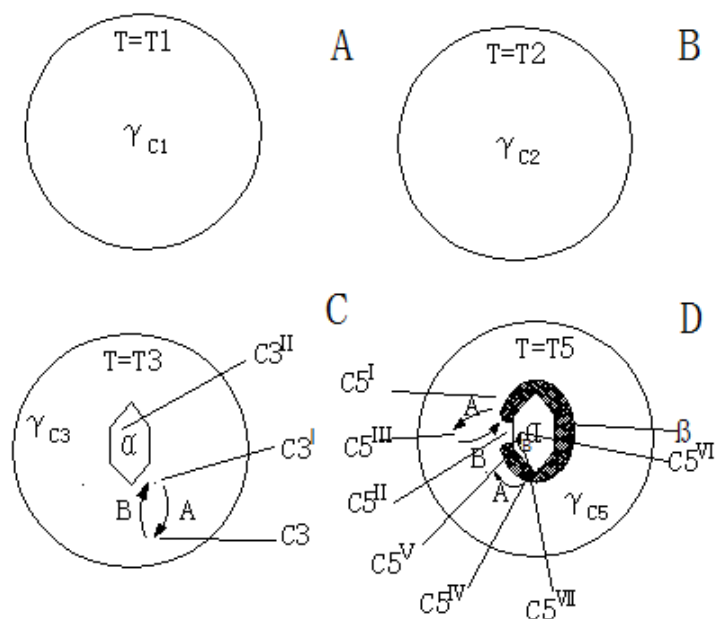


Рисунок 3.45 – Дифузійний потік атомів В при перитектоїдному перетворенні в сплаві [24]

### 3.4 Випробування на мікротвердість та металографічний мікроскопаналіз сплавів

#### 3.4.1 Сплав І

Дослідження мікротвердісті зразків сплаву І було проведено на MHV-1000 Цифровому тестері твердості по Вікерсу, результати дослідження предетавнно у таблиці 3.36.

Таблиця 3.36 – Результати тестування

№	Зразок 1, мікротвердість		Зразок 2, мікротвердість	
	HV	МПа	HV	МПа
1	44,57	445,7	44,57	445,7
2	42,09	420,9	44,57	445,7
3	42,89	428,9	42,41	424,1
4	33,08	330,8	39,23	392,3
5	37,31	373,1	55,12	551,2

### 3.4.2 Сплав II

Дослідження мікротвердісті зразків сплаву II було проведено на MHV-1000 Цифровому тестері твердості по Вікерсу, результати дослідження предетавнно у таблиці 3.37.

Таблиця 3.37 – Результати тестування

№	Мікротвердість		фаза	№	Мікротвердість		фаза	№	Мікротвердість		фаза
	HV	МПа			HV	МПа			HV	МПа	
1	80,90	809,0	3	9	660,9	6609	2	17	150,3	1503	3
2	556,8	5568	2	10	156,9	1569	3	18	137,3	1373	3
3	651,2	6512	2	11	713,2	7132	5	19	605,5	6055	5
4	54,89	548,9	1	12	105,7	1057	3	20	299,7	2997	2
5	184,0	1840	3	13	60,47	604,7	1	21	358,3	3583	4
6	293,8	2938	4	14	279,7	2797	4	22	1287,8	12878	?
7	343,0	3430	4	15	95,78	957,8	3	-	-	-	-
8	481,5	4815	5	16	97,44	974,4	3	-	-	-	-

1 – (Al); 2 – Al<sub>n</sub>W; 3 – Al<sub>x</sub>Me<sub>y</sub>; 4 – Al<sub>x</sub>Ti<sub>y</sub>Me<sub>z</sub>; 5 – (W)

### 3.4.2 Сплав III

Дослідження мікротвердості зразків сплаву III було проведено на MHV-1000 Цифровому тестері твердості по Вікерсу, результати дослідження предетавнно у таблиці 3.38.

Таблиця 3.38 – Результати тестування

№	мікротвердість		фаза	№	мікротвердість		фаза	№	мікротвердість		фаза
	HV	МПа			HV	МПа			HV	МПа	
1	431,6	4316	(W)	13	396,5	3965	Al <sub>n</sub> W	25	660,9	6609	(W)
2	188,3	1883	Al <sub>n</sub> W	14	37,89	378,9	(Al)	26	401,2	4012	Al <sub>n</sub> W
3	27,62	276,2	(Al)	15	897,4	8974	(W)	27	405,9	4059	Al <sub>n</sub> W
4	632,3	6323	Al <sub>n</sub> W	16	507,0	5070	Al <sub>n</sub> W	28	31,58	315,8	(Al)
5	33,30	333,0	(Al)	17	632,3	6323	Al <sub>n</sub> W	29	457,9	4579	Al <sub>n</sub> W
6	681,1	6811	Al <sub>n</sub> W	18	651,2	6512	(W)	30	441,3	4413	Al <sub>n</sub> W
7	784,5	7845	Al <sub>n</sub> W	19	759,5	7595	Al <sub>n</sub> W	31	527,5	5275	Al <sub>n</sub> W
8	475,4	4754	(W)	20	623,2	6232	Al <sub>n</sub> W	32	494,0	4940	(W)
9	614,2	6142	Al <sub>n</sub> W	21	507,0	5070	(W)	33	481,5	4815	(W)
10	564,5	5645	(W)	22	797,5	7975	Al <sub>n</sub> W	34	80,76	807,6	(Al)
11	556,8	5568	(W)	23	520,5	5205	(W)	35	1140,7	11407	?
12	194,5	1945	Al <sub>n</sub> W	24	475,4	4754	(W)	-	-	-	-

### 4.3.4 Аналіз міротвердість

При випробуванні на твердість, оскільки порошок сплаву недостатньо перемішується в процесі спікання порошку, газ у сплаві не добре вивантажується

під час процесу спікання, що призводить до таких дефектів, як усадка і усадка сплаву. У середині тиск на поверхні зразка є нерівномірним, що призводить до руйнування, що приносить незручності тесту на твердість.

### 1. Сплав І

З рисунка 3.46 видно, що твердість сплаву коливається від 33,08 HV до 55,12 HV, що не сильно відрізняється від твердості чистого алюмінію. Як видно з рисунка 3.47, сплав складається в основному з фази Al.

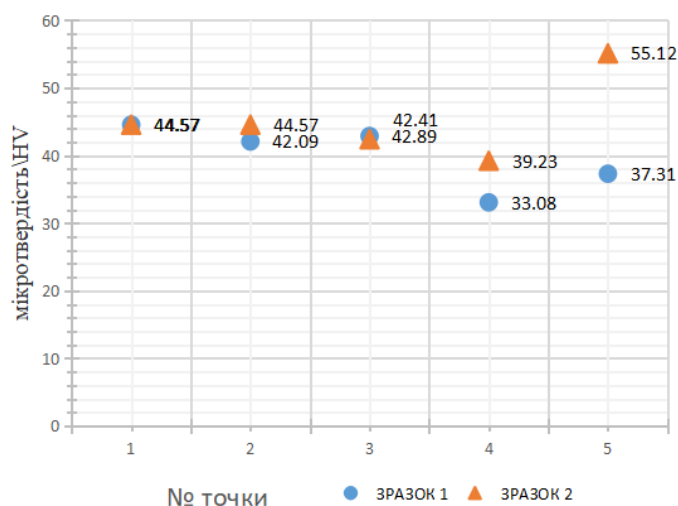
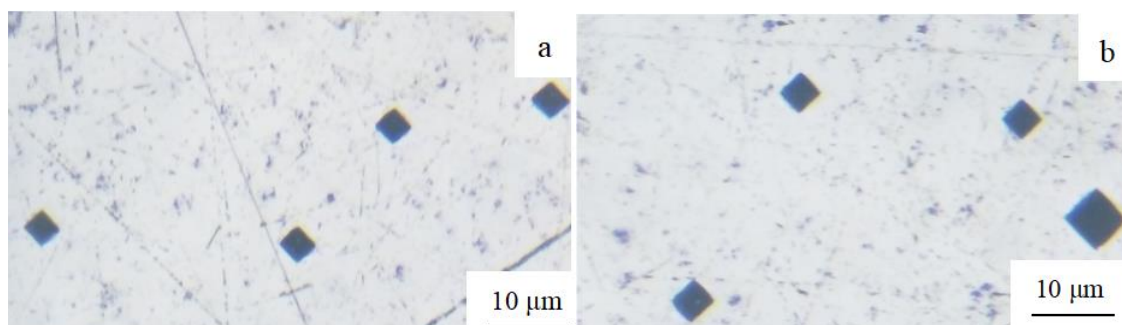


Рисунок 3.46 – Аналіз мікротвердості



а – зразок 1; б – зразок 2

Рисунок 3.47 – Випробування мікроструктури та мікротвердості сплавів у

## металографічних мікроскопах

## 2. Сплав II

Поєднуючи результати аналізу електронного мікроскопа та металографічного мікроскопа, встановлено, що сплав має приблизно п'ять фаз: (Al);  $Al_4W$ ;  $Al_xMe_y$ ;  $Al_xTi_yMe_z$  та (W) (рис. 3.48). хімічний склад та діапазон мікротвердості кожної фази наведені в таблиці 3.39.

З картини 3.49 металографічного мікроскопа видно, що сплав складається з багатьох складних проміжних фаз, фази (Al) та фази (W), але проміжні фази на основі металів лотребують додаткових досліджень.

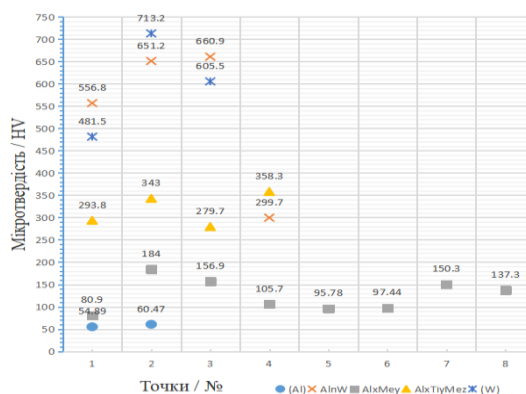
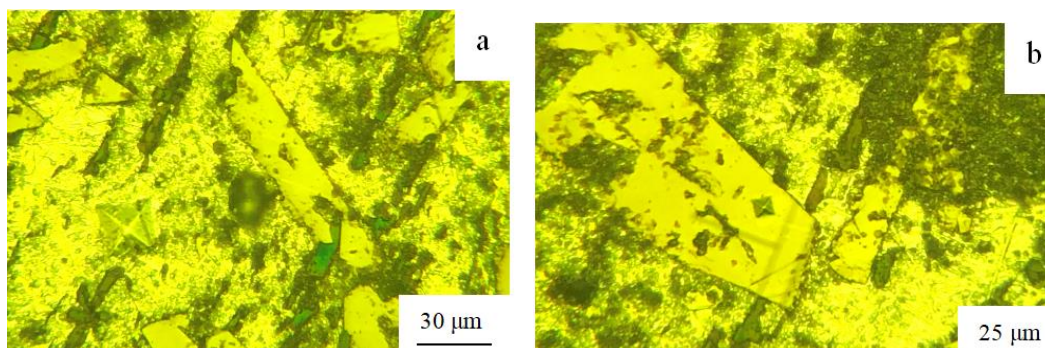
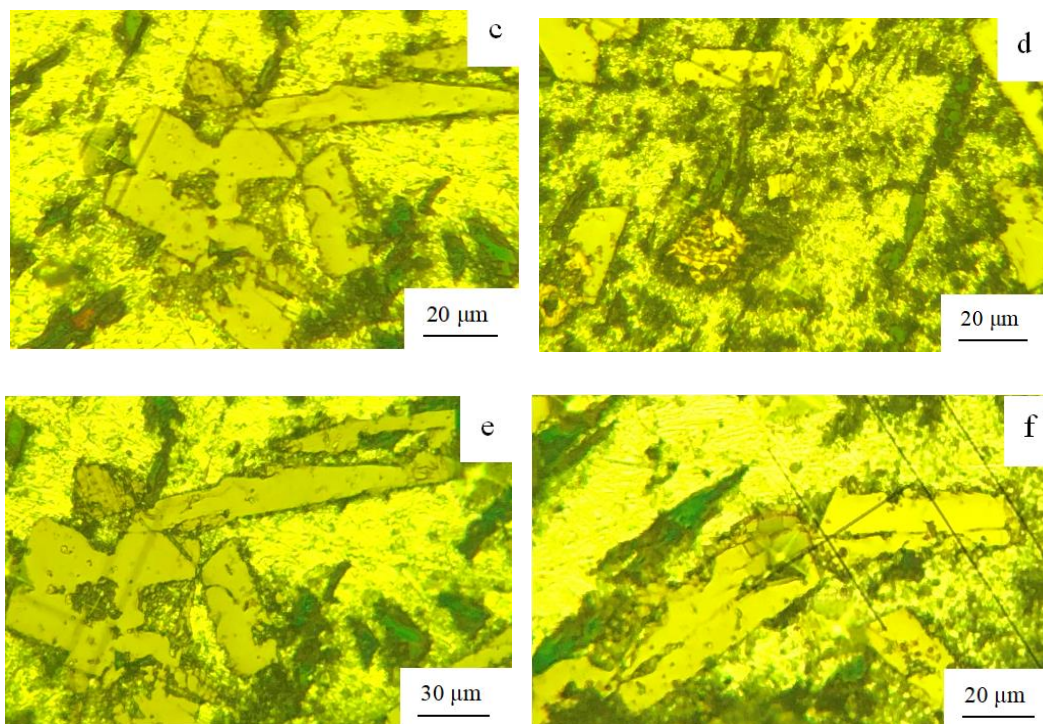


Рисунок 3.48 – Аналіз мікротвердості





a – (Al) фаза; b –  $Al_4W$  фаза; c –  $Al_xMe_y$  фаза ;d –  $Al_xTi_yMe_z$  фаза; e – (W) фаза;

f –  $Al_xMe_y$  фаза (у  $Al_4W$  фаза)

Рисунок 3.49 – Випробування мікроструктури та мікротвердості сплавів у металографічних мікроскопах

Таблиця 3.39 – Мікротвердість сплаву Al-W-Me

Фаза	Мікротвердість			Ат., %
	Мінімум, МПа	Максимум, МПа	Середня, МПа	
(Al)	548,9	604,7	57,68 ± 0,1	Al: 99 % - 100 %
Al <sub>4</sub> W	2997	6609	6229 ± 0,1	Al: 79,155 % - 79,592 % W: 19,081 % - 19,926 %
Al <sub>x</sub> Me <sub>y</sub>	809	1569	1230,4 ± 0,1	Al: 85,5 % - 91,891 %
Al <sub>x</sub> Ti <sub>y</sub> Me <sub>z</sub>	2797	3583	3187 ± 0,1	Al: 73,468 % - 78,667 % Ti: 13,996 % - 22,445 %
(W)	4815	7132	5999,67 ± 0,1	W: 99 % - 100 %
Інші – Me (Co, Mo, Ni, Fe, Ti та інші)				

У патенті Ma Xianfeng [25] в алюмінієвий вольфрамовий порошок для вакуумного спікання додають 5 – 80 мас. % порошку нікелю. Температура спікання становить від 1350 °С до 1650 °С. Потім продуктивність була протестована (табл. 3.40).

Таблиця 3.40 – Властивості сплаву Al-W-Ni

№	Al <sub>1-x</sub> W <sub>x</sub>	Ni	Мікротвердість, GPa	Міцність на вигин, МПа	Відносна щільність, %
1	30г Al <sub>0,9</sub> W <sub>0,1</sub>	3,33г Ni	7,61	1450	99
2	25г Al <sub>0,75</sub> W <sub>0,25</sub>	2,78г Ni	7,83	1470	99,1
3	20г Al <sub>0,5</sub> W <sub>0,5</sub>	2,22г Ni	8,03	1500	99,5
4	15г Al <sub>0,25</sub> W <sub>0,75</sub>	1,67г Ni	7,82	1500	99,3
5	10г Al <sub>0,14</sub> W <sub>0,86</sub>	1,11г Ni	7,67	1490	99,3
6	15г Al <sub>0,5</sub> W <sub>0,5</sub>	0,79г Ni	8,01	1500	99,3

Видно, що мікротвердість (Al)-фази становить 548,9 МПа – 604,7 МПа

(твердість чистого алюмінію – 140 МПа – 245 МПа), а мікротвердість фази  $Al_xMe_y$  – 809 МПа – 1569 МПа. Зі збільшенням вмісту Co, Mo, Ni, Fe, Ti, W збільшується фазова мікротвердість. Мікротвердість  $Al_4W$ -фази становить 2997 МПа – 6609 МПа. Видно, що вміст вольфрамового металу збільшився і з'явилася  $Al_4W$ -фаза з високою твердістю. Порівняно з таблицею 3.41 середня мікротвердість (6229 МПа) цієї фази більша, ніж у сплаву Al-W. Середня мікротвердість фази (5574,6 МПа), додавання інших елементів (Co; Mo; Ni; Fe; Ti та інших) збільшувало твердість фази. В таблиці 3.40 видно, що змінення типу сплаву змінює фазову мікротвердість. Мікротвердість  $Al_xTi_yMe_z$ -фази становить 2797 МПа – 3581 МПа. У порівнянні з  $Al_xMe_y$  збільшення вмісту металів Ti або Co збільшує мікротвердість фази- $Al_xTi_yMe_z$ . Мікротвердість (W)-фази становить 4815 МПа – 7132 МПа, що в 1 – 2 рази більше, ніж у чистого вольфраму (твердість чистого вольфраму – 4000 МПа). Додавання інших металевих сплавів до металевого вольфраму збільшує мікротвердість фази (W). Порівняно з таблицею 3.41, змінення типу сплаву змінює мікротвердість фази. Загалом, мікротвердість сплавів Al-W-Me менша, ніж у сплавів Al-W, але чи додавання інших металевих елементів викликає зміни інших механічних властивостей, необхідно перевірити наступні експерименти. Це дослідження включає такі експерименти.

### 3. Сплав III

Поєднуючи результати аналізу електронного мікроскопа та металографічного мікроскопа, встановлено, що сплав має приблизно три фази: Al;  $Al_4W$  та W (рис. 3.50). хімічний склад та діапазон мікротвердості кожної фази наведені в таблиці 3.41.

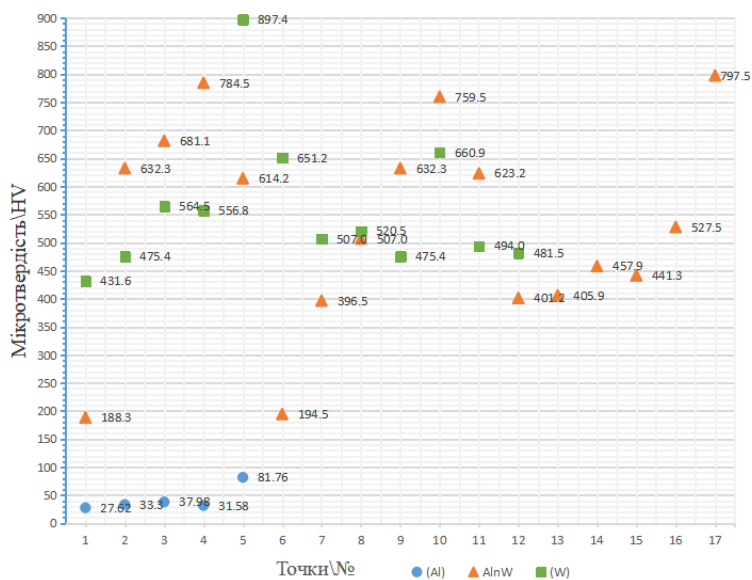


Рисунок 3.50 – Аналіз мікротвердості

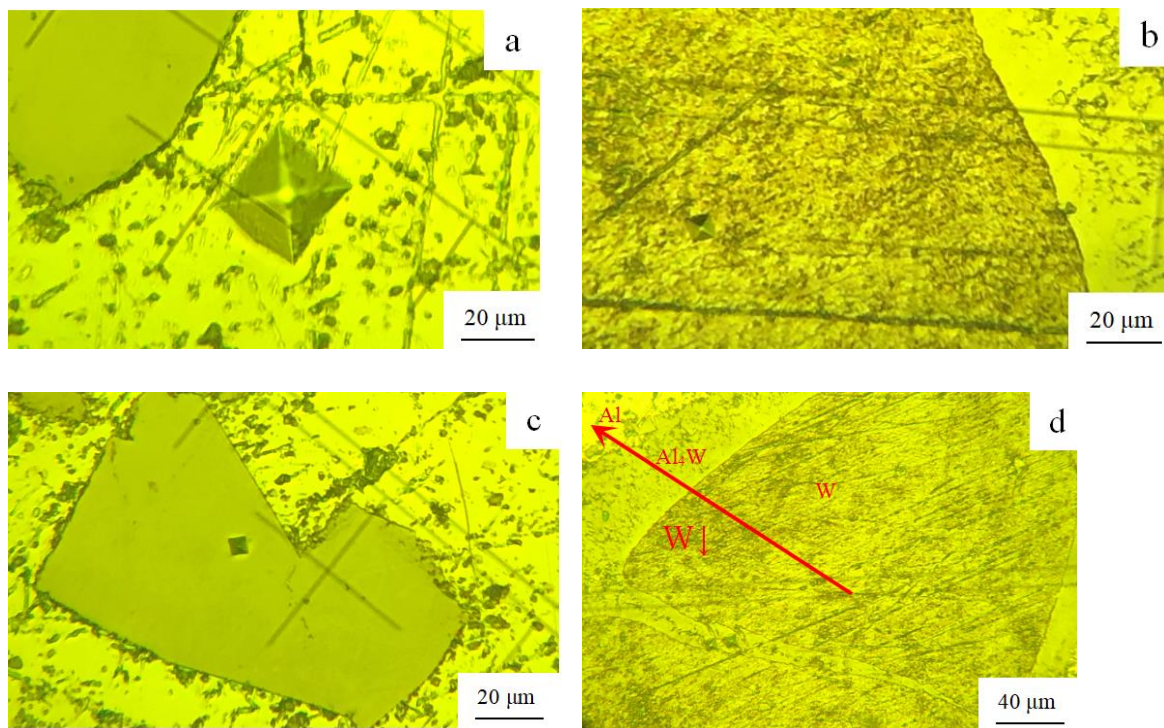
a – (Al) фаза; b – (W) фаза; c – Al<sub>4</sub>W фаза; d – напрямок зміни мікротвердості

Рисунок 3.51 – Випробування мікроструктури та мікротвердості сплавів у металографічних мікроскопах

Ілюстрація високого збільшення на рисунку 3.51 (d) показує, що інтерметалічна структура формується на інтерфейсі Al/W. Початкова реакція між Al і W утворює  $Al_4W$  на інтерфейсі Al/W. Фаза  $Al_4W$  зростає в напрямку Al, а фаза-W оточена оболонкою  $Al_4W$ . Від фази W до фази Al концентрація W поступово зменшується.

Таблиця 3.41 – Мікротвердість сплаву Al-W

Фаза	Мікротвердість			Ат. %
	Мінімум, МПа	Максимум, МПа	Середня, МПа	
(Al)	276,2	817,6	$326,2 \pm 0,1$	Al: 100 %, W: 0 %
$Al_4W$	1183	7975	$5574,6 \pm 0,1$	Al: 78,553 % - 81,56 % W: 21,447 % - 18,44 %
(W)	4316	8974	$5289,7 \pm 0,1$	Al: 0 %, W: 100 %

В роботі Zhu Changjun [3] підготували зразки сплавів  $Al_{20}W_{80}$ ,  $Al_{50}W_{50}$ ,  $Al_{75}W_{25}$ ,  $Al_{40}W_{60}$  та  $Al_{60}W_{40}$  для вивчення впливу підготовки на властивості та механізм синтезу вольфрамово-алюмінієвого сплаву. Проаналізовано структуру кристалів та мікротвердість. Зразки сплавів  $Al_{40}W_{60}$  та  $Al_{60}W_{40}$  схожі на результати мікротвердості та кристалічної структури  $Al_{50}W_{50}$ .

Таблиця 3.42 – Мікротвердість, параметри одиничних комірок та теоретична щільність сплавів

Сплав	Мікротвердість		Параметри елементарної комірки, Å	Теоретична частина, g/cm <sup>3</sup>
	Мінімум, GPa	Максимум, GPa		
Al <sub>20</sub> W <sub>80</sub>	7,5	8,95	3,149	16,06
Al <sub>50</sub> W <sub>50</sub>	9,71	10,26	3,1272	11,09
Al <sub>75</sub> W <sub>25</sub>	10,65	11,8	3,1272	7,06

Видно, що мікротвердість фази (Al) становить 276, 2 МПа – 817, 6 МПа, що в 2 – 3 рази більше, ніж у чистого алюмінію (твердість чистого алюмінію – 140 МПа – 245 МПа). Мікротвердість вольфрамового металу покращує мікротвердість фази-Al. Мікротвердість фази Al<sub>4</sub>W становить 1183 МПа – 7975 МПа. Різниця мікротвердості обумовлена товщиною фази Al<sub>4</sub>W. Твердість цієї фази менша, ніж у Al<sub>75</sub>W<sub>25</sub> в таблиці 3.42. Я думаю, що різниця мікротвердості обумовлена різними методами спікання. Ми використовуємо холодний пресування, а Zhu Changjun [3] використовує вакуумне гаряче пресування. Гаряче ущільнення має високу щільність, що добре для отримання хороших механічних властивостей. Мікротвердість фази (W) становить 4316 МПа – 8974 МПа, що в 1 – 2 рази більше, ніж у чистого вольфраму (мікротвердість чистого вольфраму – 4000 МПа). Додаток металевих алюмінієвих сліду також збільшує мікротвердість фази W.

## 4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

У цій роботі дослідження структуроутворення на фазовій границі Al і W при утворенні алюмо-вольфрамового сплаву в напіврідкому стані. Предмет дослідження фази та мікроструктура сплаву Al – 30 % (W+Me). Мета роботи дослідити послідовність утворення твердих фаз при розчиненні Al в рідкому W. Метод дослідження – Мікроаналіз (світлова та електронна мікроскопія, рентгенофазовий аналіз, виміри мікротвердості). Визначено закономірність утворення проміжних фаз при розчиненні W, Mo, Ti, Co, Ni, Fe в рідкому Al. Встановлено, що значну роль при розчиненні відіграє ефект Ребіндера.

### 4.1 Небезпечні і шкідливі виробничі фактори

Охорона праці включає організаційні і технічні заходи, спрямовані на усунення причин травматизму і захворювань робітників та службовців на виробництві та в науково-дослідних лабораторіях за рахунок дії шуму і вібрацій, запиленості приміщень та інших факторів. Правильний розрахунок і організація заходів по усуненню дії шкідливих факторів на організм людини є одним з основних елементів, які повинні розроблятися на самому початку науково-дослідницької роботи, оскільки від цього залежить здоров'я та ефективність роботи персоналу. Основними факторами ризику, що утворюються в цьому експерименті, є:

- перевищення температури та перевантаження вакуумної печі протягом тривалого часу призведе до спрацьовування та пошкодження керуючих деталей або вплине на термін служби деталей гарячої зони;

- якщо піч нагрітись і відкрити кришку печі, це призведе до окислення компонентів зони, що захищена від жару, поперечний переріз електричного

нагрівального елемента стане невеликим, і він згодом згорить через перегрівання;

– при натисканні на малюнок неправильна робота машини з ручним тиском призведе до защемлення та пошкодження машини;

– стиль різання різальної машини легко спричинити забризкування та заподіяння травм;

– у випадку корозії можуть виникати неприємні або навіть токсичні гази через випаровування наркотиків, що може спричинити отруєння персоналу.

#### **4.2 Наводяться технологічних процесів**

Використано наступні основні матеріали: порошок W, Al та легований порошок (табл. 2.4). Основна робота проводилась у лабораторії 022, 122 та кабінеті 021, у лабораторії 022 було пресування порошків та Ерозійний експеримент. У лабораторії 021 було переплавлення сплавів. У кабінеті 122 було проведено змішування змішані металевого порошку, випробування на мікротвердість та металографічний аналіз (табл. 4.1).

В інших експериментах в основному залучаються професійні викладачі.

Таблиця 4.1 — Розташування лабораторії

Найменування струмоприймача	№ \ Кімнати
Рентгенівський дифрактометр (Ultima IV)	103
переплавлення сплавів	021
Скануючий електронний мікроскоп з енергодисперсійним мікроаналізатором РЭМ 106И	110
Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8	122
Енергодисперсійний рентгенофлуоресцентний аналізатор “EXPERT 3L”	110
MHV-1000 Цифровий тестер твердості по Вікерсу	122
Змішування металевих порошків	122
Пресування порошків	022
Різання зразків	114
Запресока зразків	114
Шліфування зразків	114
Ерозійний експеримент	022

При виконанні даної роботи було виявлено наступні небезпечні та шкідливі фактори: осліплююча, наявність шкідливих речовин та запиленість повітря, можливість ураження електричним струмом, корозія, забруднення навколишнього середовища (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 – Шкідливі і небезпечні фактори, які можуть мати місце при лабораторії.

Найменування операцій	Устаткування	Потенційні небезпеки
Змішані металеві порошки	млин для змішування	Можливе ураження електричним струмом, зольна забруднення
Пресування	прес гідравлічний	травматизм
переплавлення сплавів	Вакуумна дуга	Можливе ураження електричним струмом,

	плавильна піч (VDP)	забруднення повітря, опіки
Аналізу металографічного мікроскопа	Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8	Можливе ураження електричним струмом, осліплююча
випробування на мікротвердість	MHV-1000 Цифровий тестер твердості по Вікерсу	Можливе ураження електричним струмом, осліплююча
Ерозійний експеримент	H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> , NH <sub>4</sub> OH, HF	забруднення повітря, Корозія, Забруднення навколишнього середовища
Обробка експерименту	Комп'ютер ЕОМ	Можливе ураження електричним струмом

### 4.3 Вимоги безпеки праці

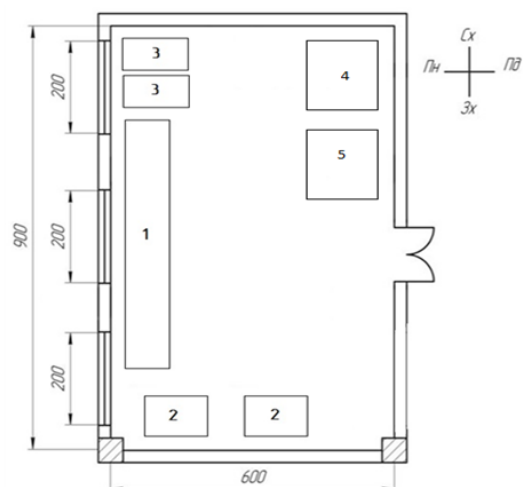
Відповідно до основних вимог до будівель виробничого призначення, які викладені в СНиП 2.09.02-85 [26], висота виробничих приміщень повинна бути не менше 3,2 м, а об'єм і площа – 15 м<sup>3</sup> та 4,5 м<sup>2</sup> на кожного працівника. Характеристики приміщення наводять в таблиці (табл. 4.3).

Таблиця 4.3 – Характеристики науково-дослідної лабораторії

Характеристики	Лабораторія 022	Лабораторія 021	кабінет 121
Довжина, м	9	9	8
Ширина, м	6	6	5
Висота, м	4,5	4,5	3,5
Площа, м. кв.	54	54	40
Об'єм, м. куб.	243	243	140

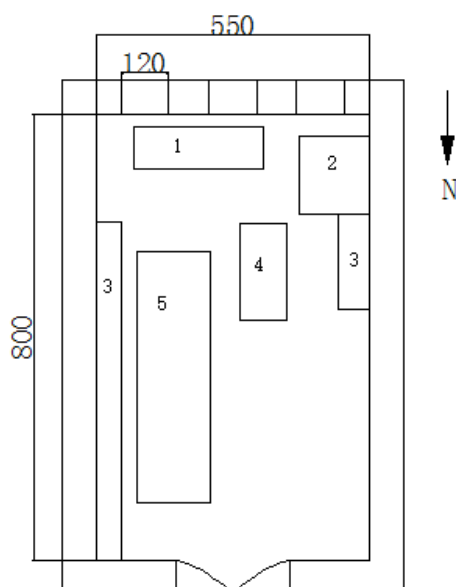
в цьому приміщенні працює 4 людини, то на одну людину припадає 10 м<sup>2</sup>

площі та  $35 \text{ м}^3$  об'єму, що відповідно до відповідає нормам.



1 – робочий стіл; 2 – гідравлічний прес; 3 – піч спікання; 4 – кульовий млин;  
5 – двохконусний змішувач

Рисунок 4.1 – План дослідної лабораторії 022



1 – Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8; 2 – МНV-1000 Цифровий тестер твердості по Вікерсу; 3 – шафи; 4 – комп'ютер; 5 – робочий стіл

## Рисунок 4.2 – План дослідної кабінетів 122

Порядок розташування і відстань між робочими місцями визначається розмірами, технологічними умовами і вимогами техніки безпеки. Навести план лабораторії і надати характеристику робочим місцям з точки зору їх відповідності нормам (рис. 4.1). Розміщення та відстань між горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8 та МНУ-1000 цифровий тестер твердості по Вікерсу на робочому місці не вимагаються розміром, технологічними умовами тощо, і кабінет 122 може відповідати вимогам щодо використання(рис. 4.2). У лабораторії 022 було проведено лише експеримент зі переплавлення, а облаштування печі відповідало вимогам безпеки.

### **4.4 Електробезпека**

#### **4.4.1 Загальні вимоги електробезпеки**

Електротехнічні вироби з точки зору безпеки повинні відповідати вимогам ПУЕ-2017 [27].

Для захисту від ураження струмом в аварійному режимі застосовують: заземлення, вимикання, подвійну ізоляцію. Заземлення застосовують завжди при живленні від мереж з ізольованою нейтраллю та за наявності мережі з глухозаземленою нейтраллю при напрузі понад 1000 В.

Захисне вимикання – високонадійна швидкодіюча система захисту, яка застосовується в пересувних електроустановках, які використовують як генератор з ізольованою нейтраллю, атакож в інших випадках, коли умови експлуатації потребують високого рівня безпеки.

#### **4.4.2 Вимоги до експлуатації електричного обладнання**

В розділі необхідно надати характеристику лабораторного приміщення з точки зору використовується струму напругою 220 В, який може використовуватись печей для спікання, мікроскопів тощо.

Щоб в роботі запобігти ураженню електричним струмом необхідно:

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

#### **4.5 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях**

До видів небезпеки, що можуть статися на виробництві, належать: пожежа; вибух (усередині обладнання, будівлях або навколишньому середовищі); розрив або зруйнування обладнання; викид шкідливих речовин; сполучення перелічених видів небезпеки [28], [29]. З метою запобігання виникненню та ліквідації надзвичайних (аварійних) ситуацій на підприємстві має бути план локалізації та ліквідації аварійних ситуацій і аварій у відповідності до положення [28].

##### **4.5.1 Пожежна безпека**

Основна причина пожежі в лабораторії – це коротке замикання, незаконне використання електрообладнання, використання відкритого вогню та пилу тощо.

Щоб уникнути пожеж, необхідно забезпечити місцеву вентиляцію

обладнання, а пірофорний матеріал зберігати в герметичній металевій ємності.

У лабораторії заборонено:

- куріння;
- рівномірне очищення легкозаймистих предметів навколо обладнання;
- перевищення часу робочого дня;
- забороняється використовувати обладнання, не пов'язане з експериментом;
- навіть якщо пристрій, який було використано, закрито;
- горючі речовини, такі як алкоголь, бензин та промислова олія, зберігаються в герметичних металевих контейнерах.

Пожежна безпека забезпечується:

- запобігання спалаху ізоляції при  $K_3$  за рахунок максимального струменевого захисту;
- запобігання утворення горючого середовища за рахунок надійної герметизації обладнання, обмеженням застосування і зберігання горючих та вибухонебезпечних речовин;
- застосування пожежної сигналізації з датчиком;
- використанням вогнегасників.

#### **4.5.2 Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях**

У разі надзвичайної ситуації евакуацію слід проводити відповідно до точного маршруту втечі, щоб забезпечити безпеку персоналу. Аварійний шлях

евакуації людей з лабораторій 021 та 022 в разі випадків небезпеки показан на рисунку 4.3.

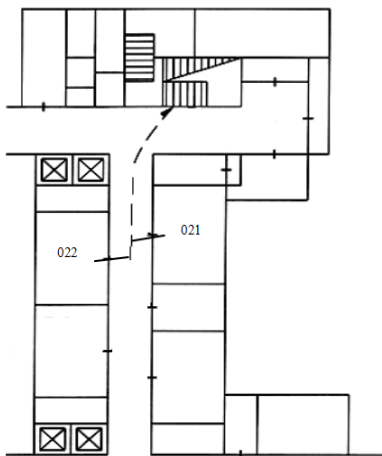


Рисунок 4.3 – План евакуації з приміщення

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

У випадку потрапляння кого-небудь під напругу, необхідно відключити електродуговий агрегат від мережі, покласти потерпілого на дерев'яний настил, підклавши під голову ватник, викликати лікаря за телефоном 103 і, якщо це необхідно, зробити пострадалому штучне дихання.

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

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

- негайно сповістити про це в заводську пожежну охорону за телефоном 101;

- приступити до гасіння вогню пожежі наявними в цеху (на ділянці) засобами пожежогасіння (вогнегасник, пісок, пожежний кран тощо);

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

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

## 5 ЕНЕРГЕТИЧНИЙ РОЗДІЛ

Метою енергетичного розділу проекту є розрахунок кількості електроенергії, необхідної для забезпечення нормальної роботи цеху, а також витрат палива, газів та інших джерел енергії.

Обсяг витрат електроенергії на технологічне обладнання визначають на підставі вибору і розрахунку кількості обладнання та його потужності в режимі роботи:

$$E = M\Phi_0\eta_{зв}K_1K_2, \quad (5.1)$$

де  $M$  – встановлена потужність обладнання, кВт;

$\Phi_0$  – річний фонд часу роботи обладнання, год;

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

$K_1$  – коефіцієнт одночасності роботи (беруть рівним: для електричних печей – 0,6, для двигунів – 0,3, для генераторів високочастотного нагріву – 0,8);

$K_2$  – коефіцієнт використання потужності – 0,7.

Витрати енергії підйомно-транспортного обладнання визначають, виходячи з його потужності.

В умовах малотоннажних виробництв транспортувальне обладнання вибирають разом з основним, його характеристики вносять у відомість основного обладнання.

Витрати енергії для санітарно-технічних пристроїв (вентиляції, опалення) визначають згідно з вимогами до охорони праці та техніки безпеки.

Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8:

$$E = 0,17 \times 240 \times 8 \times 0,69 \times 0,3 \times 0,7 = 47,295 \text{ кВт}\cdot\text{год.}$$

Вакуумна дугова плавильна піч (VDP):

$$E = 15 \times 240 \times 8 \times 0,8 \times 0,6 \times 0,7 = 9676,8 \text{ кВт}\cdot\text{год.}$$

MHV-1000 цифровий тестер твердості по Вікерсу:

$$E = 1 \times 240 \times 8 \times 0,7 \times 0,3 \times 0,7 = 282,24 \text{ кВт}\cdot\text{год.}$$

Млин для змішування:

$$E = 0,0127 \times 240 \times 8 \times 0,7 \times 0,3 \times 0,7 = 3,584 \text{ кВт}\cdot\text{год.}$$

Результати розрахунків витрат електроенергії зводимо у таблиці 5.1.

Таблиця 5.1 – Річні витрати електроенергії

Найменування струмоприймача	Кількість Споживачів	Потужність, кВт	Коефіцієнт одночасності роботи	Фонд робочого часу на рік, год.	Коефіцієнт завантаження	Річні витрати електроенергії, кВт.год
Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8:	1	0,17	0,3	1324,80	0,69	47,295
Вакуумна дугова піч	1	15	0,6	1536	0,8	9676,8
MHV-1000 Цифровий тестер твердості по Вікерсу:	1	1	0,3	1344	0,7	282,24
млин для змішування	1	0,0127	0,3	1344	0,7	3,584
Всього						10009,919

Розрахунок витрат енергії на освітлення для кожного приміщення виконують на підставі плану цеху. Вихідні дані для розрахунку - площа приміщення, потрібна освітленість і режим роботи освітлювальних точок.

Витрати енергії на освітлення розраховують за формулою:

$$Q = Sqt\tau f / 1000, \quad (5.2)$$

де  $S$  – освітлювана площа,  $m^2$ ;

$q$  – поверхнева щільність теплового потоку,  $Вт/m^2$ ;

$\tau$  – кількість годин горіння на рік;

$f$  – коефіцієнт одночасного горіння.

Значення  $q$  зазвичай беруть: для виробничих приміщень – 11 – 15  $Вт/m^2$ , для побутових і службових приміщень – 10  $Вт/m^2$ .

Залежно від тривалості освітлювального періоду значення  $\tau$  беруть рівним: для двозмінної роботи – 2500 год, для тризмінної – 4700 год.

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

Розрахунок витрат електроенергії на освітлення.

Склад матеріалів (шихта):

$$Q = 40 \times 15 \times 2500 \times 0,8 / 1000 = 1200 \text{ кВт}\cdot\text{год.}$$

Дільниця для спікання:

$$Q = 150 \times 15 \times 4700 \times 0,8 / 1000 = 8460 \text{ кВт}\cdot\text{год.}$$

Дільниця для пресування:

$$Q = 54 \times 15 \times 2500 \times 0,8 / 1000 = 1620 \text{ кВт}\cdot\text{год.}$$

Побутові приміщення:

$$Q = 108 \times 10 \times 4700 \times 0,7 / 1000 = 3553,2 \text{ кВт}\cdot\text{год.}$$

Канторські приміщення:

$$Q = 40 \times 10 \times 2500 \times 0,7 / 1000 = 700 \text{ кВт}\cdot\text{год.}$$

Склад готової продукції:

$$Q = 40 \times 15 \times 2500 \times 0,7 / 1000 = 1050 \text{ кВт}\cdot\text{год.}$$

Результати розрахунків витрат електроенергії зводимо у таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 – Річні витрати електроенергії на освітлення

Найменування споживача	Освітлювана площа, м <sup>2</sup>	Поверхнева щільність теплового потоку, Вт/м <sup>2</sup>	Кількість годин горіння на рік	Річні витрати електроенергії, кВт.год
Склад матеріалів	40	15	2500	1200
Дільниця для пресування	54	15	2500	1620
Дільниця для спікання	150	15	4700	8460
Побутові приміщення	108	10	4700	3553,2
Канторські приміщення	40	10	2500	700
Склад готової продукції	40	15	2500	1050
Всього				16583,2

## 6 ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ РОЗДІЛ

Цей розрахунок виконаний для дослідницької групи, що має невелику кількість дослідницьких завдань та навантажень. Дослідницька група складається з чотирьох людей, одного викладача та трьох студентів (табл. 6.1).

Таблиця 6.1 – Співробітники дослідження

Посада виконавців теми	Науковий ступінь \ вчене звання	Робота
Провідний науковий співробітник	Доктортехн. наук \ професор	Науковий керівник
Лаборант	Магістр	Дослідник
Лаборант	Бакалавр	Дослідник
Лаборант	Бакалавр	Дослідник

Науковий керівник головним чином відповідає за розстановку завдань, вирішення проблем, що виникають в експерименті, та допомагає проаналізувати результати експерименту. Дослідники в основному відповідають за конкретну операцію експерименту, а науковий керівник аналізує результати експериментів та написання експериментального звіту.

## **7 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ**

### **7.1 Науково-технічна актуальність НДР**

Матеріал є матеріальною основою для всіх виробничих і життєвих рівнів в людському суспільстві, а рівень його розвитку є віхою в прогресі людського суспільства. Найшвидший розвиток металевих матеріалів відбувається за останні сто років. Завдяки невпинним зусиллям, матеріальні працівники досягли значних успіхів у вдосконаленні різних властивостей металевих матеріалів, дозволяючи матеріалам адаптуватися до вимог багатьох середовищ спеціального використання та розширюватись. Завдяки діапазону застосування металевих матеріалів, при постійному розвитку високотехнологічних сфер, таких як аерокосмічний, автомобільний, національний оборонний та електронний зв'язок, люди висунули більш високі вимоги до продуктивності матеріалів, і необхідно терміново розробити групу високоміцних, зносостійких та стійких матеріалів. Нові леговані матеріали стійкі до впливу корозії, високої температури, пожежі, вибуху, можуть легко різатися, поліруватися.

### **7.2 Розрахунок витрат на проведення НДР**

#### **7.2.1 Витрати на оплату праці**

Вартість праці цього експерименту (табл. 7.1) – це основна зарплата учасників (без урахування бонусів та інших витрат на прибуток).

Таблиця 7.1 – Розрахунок витрат на оплату праці

Посада виконавців теми	Планова трудомісткість, людиноднів	Заробітна плата, грн.		
		Посадовий місячний оклад	Середньоденна зарплата	Усього за виконавцями
Мазур В. І.	65	12828	605,09	39330,85
Клименко О.А.	65	6096	287,55	18690,75
Ван Бо	65	6096	287,55	18690,75
Лянь Ін	65	6096	287,55	18690,75
Разом оплата праці з теми				95403,1

### 7.2.2 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.7.1).

$$\text{ЄСВ} = \text{ЗП} \cdot 0,22, \quad (7.1)$$

де ЗП – загальні витрати на оплату праці по темі.

Наразі ЄСВ буде становити:

$$\text{ЄСВ} = 95403,1 \times 0,22 = 20988,682 \text{ грн.}$$

### 7.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень

В даній статті враховують вартість усіх видів матеріалів, необхідних для проведення НДР, з вирахуванням вартості зворотних відходів. Розрахунки зводять за формою у таблиці 7.2.

Таблиця 7.2 – Розрахунки витрат на матеріали

Найменування матеріалу	Одиниця виміру	Кількість	Ринкова ціна заодиницю, грн.	Сума, грн.
Al порошок	кг	1	180,00	180,00
W порошок	кг	1	1500,00	1500,00
Легований порошок	кг	1	1200,00	1200,00
H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	100 г	1	12,5	12,5
NH <sub>3</sub> OH	100 мл	1	7,5	7,5
HF	кг	1	300,00	300,00
Дистильована вода	л	1	21,60	21,60
Загальні витрати на матеріали				3221,6

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

#### 7.2.4 Енергоносії для проведення досліджень

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

#### 7.2.5 Витрати на спеціальне обладнання

В роботі використовуються вже існуюче обладнання: Рентгенівський

дифрактометр (UltimaIV); вакуумна дугова плавильна піч (VDP); скануючий електронний мікроскоп з енергодисперсійним мікроаналізатором РЭМ 106И; горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8; енергодисперсійний рентгенофлуоресцентний аналізатор “EXPERT 3L”; MHV-1000 цифровий тестер твердості по Вікерсу; млин для змішування; різальний верстат; обладнання для встановлення зразків; шліфувально-полірувальний верстат та прес гідравлічний. Все обладнання належить кафедрі порошкової металургії кафебри високотемпературних матеріалів та порошкової металургії, тому витрати на аренду обладнання не передбачені.

### **7.2.6 Витрати на службові відрядження**

Всі роботи проводились безпосередньо в лабораторіях кафедри високотемпературних матеріалів та порошкової металургії, тому витрати на відрядження не передбачені.

### **7.2.7 Інші прямі неврахована витрати**

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

$$I_B = (ЗП + ЄСВ + V_M) \cdot 0,1. \quad (7.2)$$

Наразі  $I_B$  буде становити:

$$I_B = (95403,1 + 20988,682 + 3221,6) \times 0,1 = 11961,34 \text{ грн.}$$

### 7.2.8 Накладні витрати

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

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

$$H_B = (ЗП + ЄСВ + V_M + I_B) \cdot 0,2, \quad (7.3)$$

Наразі  $H_B$  буде становити:

$$H_B = (95403,1 + 20988,682 + 3221,6 + 11961,34) \times 0,2 = 26314,95 \text{ грн.}$$

### 7.2.9 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми

Усі витрати, понесені на виконання проекту (табл. 7.3):

Таблиця 7.3 – Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

Найменування статей витрат	Сума, грн.	Обґрунтування
Витрати на оплату праці	95403,1	Відповідно до розрахунків
Єдиний соціальний внесок	20988,682	22,0 % від загальних витрат на оплату праці
Матеріали для проведення досліджень	3211,6	Відповідно до розрахунків
Інші невраховані прямі витрати по темі	11961,34	10 % від суми прямих розрахованих витрат по темі
Накладні витрати	26314,95	У нашому випадку 20 % від суми прямих витрат
Усього витрат по темі	157879,672	Сума попередніх статей

### 7.3 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 покращення продуктивності технології виробництва.

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

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

Коефіцієнт  $K_1$  може приймати наступні значення:

а) ініціативна робота, яка не входить до складу комплексної програми та не є завданням директивних органів – 1 бал;

б) робота виконується за угодою про науково-технічне

співробітництво – 3 бали;

в) робота являє собою частину відомчої програми – 5 балів;

г) робота являє собою частину комплексної міжвідомчої програми з елементами впровадження результатів – 7 балів;

д) робота є частиною міжнародної комплексної програми – 8 балів.

Коефіцієнт  $K_2$  може приймати такі значення:

а) результати розробки можна використати тільки в даному підрозділі – 1 бал;

б) результати розробки можуть бути використані тільки однією організацією – 3 бали;

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

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

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

Коефіцієнт  $K_3$  може приймати такі значення:

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

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

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

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

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

Коефіцієнт  $K_4$  може приймати такі значення:

а) роботу виконує один підрозділ, витрати до 10000 гривень – 1 бал;

б) роботу виконує один підрозділ, витрати від 10000 гривень до 50000 гривень – 3 бали;

в) роботу виконує один підрозділ, витрати від 50000 гривень до 100000 гривень – 5 балів;

г) робота виконується декількома підрозділами, витрати від 100000 гривень до 200000 гривень – 7 балів;

д) робота виконується декількома організаціями, витрати понад 200000 гривень – 9 балів.

В нашому випадку бальна оцінка ефективності згідно в таблиці 7.4.

Таблиця 7.4 – Бальна оцінка ефективності НДР

Показник оцінки ефективності НДР	Умовне позначення показника	Характеристики даної роботи	Кількість балів
Важливість розробки	$K_1$	Робота виконується за угодою про науково-технічне співробітництво	5
Можливість використання результатів розробки	$K_2$	Результати розробки можуть бути використані декількома організаціями	3
Теоретична значимість та рівень новизни розробки	$K_3$	Під час виконання роботи отримана нова інформація, яка доповнює уявлення про сутність досліджуваних процесів	5
Складність дослідження	$K_4$	Робота виконується декількома підрозділами, витрати від 100000 гривень до 200000 гривень	7
Загальна бальна оцінка ( $B = K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4$ )			525

Умовний ефект НДР розраховується за формулою:

$$E_{\text{НДР}}^y = 500 \cdot B - E_n \cdot V_{\text{НДР}} \quad (7.4)$$

де 500 – умовна вартість одного балу;

$E_n$  – нормативний коефіцієнт економічної ефективності (може бути в межах

0,1 – 0,3);

$V_{\text{ндр}}$  – умарні витрати на виконання НДР (підсумок табл. 7.3);

У нашому прикладі умовний ефект виконання НДР буде становити:

$$E_{\text{ндр}} = 500 \times 525 - 0,2 \times 157879,672 = 230924,0656 \text{ грн.}$$

Економічна ефективність НДР визначається коефіцієнтом умовної економічної ефективності  $E_e$ . Розраховується за формулою:

$$E_e = \frac{E_{\text{ндр}}}{V_{\text{ндр}}}. \quad (7.5)$$

У нашому прикладі  $E_e$  буде становити:

$$E_e = \frac{230924,0656}{157879,672} = 1,46.$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності науково-дослідної роботи становить 1,46 (перевищує одиницю), що свідчить про доцільність її виконання.

## 8 РОЗРОБЛЕННЯ СТАРТАП-ПРОЕКТУ

### 8.1 Опис ідеї Стартуп-проекту

З діаграми фазових рівноваг Al-W, що розчинення вольфраму в низькоплавких металах – це багаточасовий процес, в якому повне розчинення вольфраму проблематичне. Велика різниця в питомій масі компонентів призводить до того, що вольфрам осідає на дно тиглю, що різко зменшує активну поверхню границі вольфрам-рідина. Застосування додаткових методів активації процесу розчинення, такого як введення в розплав механічних коливань, ускладнює технологію та не завжди приводить до суттєвих результатів. Додатковою проблемою, що виникає в цьому випадку, є фізико-хімічна взаємодія розплаву з вібруючою деталлю. Найбільш простим рішенням цієї проблеми є використання технології лігатурних сплавів, які вміщують необхідну концентрацію вольфраму.

В межах підпункту слід проаналізувати зміст ідеї проекту, основні вигоди, що може отримати користувач товару, відмінності від існуючих аналогів. Результати аналізу представляються у вигляді таблиці 8.1.

Таблиця 8.1 – Опис ідеї Стартуп-проекту

Зміст ідеї	Напрямки застосування	Вигоди для користувача
Виготовлення нового Al-Ti-W Месплав з використанням сплаву Al-W-Me	Виготовлення нового Al-Ti-W-Me сплаву	Вирішена основна технологічна проблема, яка забезпечує повне розчинення тугоплавкого вольфраму в розплаві основного Al-Ti-W-Me сплаву.

### 8.2 Аналіз техніко-економічних переваг

Аналіз існуючих методів виготовлення лігатурних сплавів з алюмінію та вольфраму, порівняння їх з цією технологією та аналіз потенційних технічних та економічних вигод цієї технології показує (табл. 8.2), що необхідна матеріальна вартість становить лише 486 кг/грн.

Таблиця 8.2 – Визначення сильних, слабких та нейтральних характеристик ідеї проекту

№	Техніко-економічні характеристики ідеї	Технологія			W	N	S
		Проект	Спосіб плавлення печі середньої частоти	Електромагнітна індукція вихрового струму			
1	Надійність	Виготовлення нового Al-Ti-W- Me сплав					+
2	Ресурс роботи					+	
3	Ціна						+

### 8.3 Технологічний аудит ідеї проекту

При розробці Стартап-проекту необхідно провести аналіз технології, яка пропонується на ринок. Результати аналізу в таблиці 8.3. Ідея проекту – Технологія плавлення алюмінієво-вольфрамового лігатурного сплаву.

Таблиця 8.3 – Технологічна здійсненність ідеї проекту

Технології реалізації	Наявність технології	Доступність технологій
Спосіб плавлення печі середньої частоти	В змішуванні одного або декількох вольфрамового стрижня, вольфрамового блоку або вольфрамового дроту з флюсом, а алюмінієвий злиток поміщають в електричну піч для розплавлення або перенесення в алюмінієву рідину, яку розплавляють заздалегідь. Коли температура алюмінієвої рідини становить 700 °С – 1300 °С, сировина подається в розплав подаючим пристроєм, і металевий вольфрам швидко плавиться в низькотемпературній рідині з алюмінієвого сплаву шляхом електромагнітної індукції вихрового струму і рівномірно відливається при температурі 700 °С – 1300 °С. Злиток представляє собою алюмінієво-вольфрамовий лігатурний сплав [30].	Наявна технологія
Електромагнітн а індукція вихрового струму	Додавати в пропорційну суміш антиокислювач і флюсоуючий агент, щоб вирішити проблему самоокислення алюмінію та вольфрамового сплаву. Кількість доданого антиоксиданту становить 3 % – 10 % від загальної маси сировини, а температуру плавлення також можна знизити. Флюс додається в загальній вазі сировини 3 % – 10 %, співвідношення алюмінію може гарантувати вміст алюмінію. Алюмінієво-вольфрамовий проміжний сплав, отриманий плавленням в печі середньої частоти [31].	Наявна технологія

#### 8.4 Аналіз ринкових можливостей запуску Стартуп-проекту

З безперервним розвитком титанових сплавів стає все частіше додавання лігатурних сплавів при виплавленні титанових сплавів. Технологія лігатурних сплавів не створює ні сегрегації, ні металевих включень і гарантує низький вміст домішків. Результати аналізу в таблиці 8.4.

Таблиця 8.4 – Попередня характеристика потенційного ринку Стартуп-проекту

№	Показник стану ринку	Характеристика
1	Кількість головних гравців	2
2	Загальний обсяг продаж	Величезний
3	Динаміка ринку	Зростає
4	Наявність обмежень для входу	Спеціальний матеріал
5	Специфічні вимоги до стандартизації та сертифікації	Присутні
6	Середня рентабельність в галузі, %	Більше 15 %

### 8.5 Аналіз ринку збуту товару

Для виходу на ринок потрібно враховувати вимоги цільової аудиторії до товарів при покупці товарів та враховувати їх потреби та вимоги при формуванні ринку(табл. 8.5):

Таблиця 8.5 – Характеристика потенційних клієнтів Стартап-проекту

Потреба, що формує ринок	Цільова аудиторія	Відмінність у поведінці різних потенційних цільових груп клієнтів	Вимоги споживачів до товару
Сегрегації та металеві включення відсутні, а вміст домішок є максимально низьким.	Виробництво алюмінієво-титанових сплавів	Вимоги до лігатурних сплавів Al-W-Me різняться в залежності від типу алюмінієво-титанового сплаву	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Обладнання просте, і невелика піч може задовольнити попит плавлення.</li> <li>2. Низька вартість, без добавок, без флюсу.</li> <li>3. Плавлять у вакуумному або в аргоновому середовищі для зменшення окислення сплаву та інших домішок.</li> </ol>

## 8.6 Аналіз факторів загроз

Аналіз загрози відмови в проекті (табл. 8.6), щоб переконатися, що проект працює належним чином.

Таблиця 8.6 – Фактори загроз

№	Фактори	Зміст загрози	Можлива реакція компанії
1	Сировини	Чистота порошку	Можливість закупівлі у інших компаній
2	Температура розплаву	Занадто низька температура призведе до неповного розчинення	Суворий контроль температури розплаву
3	Домішки	Якщо обладнання не буде очищено, з'являться домішки.	Ретельно очистіть обладнання та вчасно закрийте дверцята печі

### 8.7 Ступеневий аналіз конкуренції на ринку

При розробці Стартап-проекту важливим є аналіз конкуренції на ринку (табл. 8.7), результати якого дозволяють управляти ринком продукції з точки зору покращенням властивостей та регулюванням ціни.

Таблиця 8.7 – Ступеневий аналіз конкуренції на ринку

Особливості конкурентного середовища	В чому проявляється дана характеристика	Вплив на діяльність підприємства
1. Вказати тип конкуренції – Конкуренція в одній галузі	Можуть розвиватися науково-дослідні інститути та компанії	Зменшення ціни на товар та покращення якості.
2. За рівнем конкурентної боротьби – національна	Кожна країна розвивається	Завоювати довіру на Українському ринку, та впровадитись на міжнародний
3. За характером конкурентних переваг – цінова	Низька ціна	Слід за меншу ціну збільшити показники ефективності
4. За інтенсивністю	Висока інтенсивність, яка проявляється за кількістю проданої продукції.	Можливості для великої партії

## 8.8 SWOT – аналіз Стартап-проекту

Аналіз конкурентів у тій самій галузі, проведіть SWOT (табл. 8.8) – аналіз для визначення факторів та явищ, які мають найбільший вплив на компанію, та оцініть інвестиційний попит на розвиток продукції, щоб уникнути зниження ринкової позиції в майбутньому.

Таблиця 8.8 – SWOT – аналіз Стартап-проекту

Сильні сторони	Слабкі сторони
<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Обладнання просте, і невелика піч може задовольнити попит плавлення.</li> <li>2. Низька вартість, без добавок, без флюсу.</li> <li>3. Плавлять у вакуумному середовищі для зменшення окислення сплаву та інших домішок.</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Ємність обладнання невелика і її не можна масово виробляти.</li> <li>2. Низький рівень автоматизації та неможливість упорядкувати операції.</li> <li>3. Час плавлення довгий.</li> </ol>
Можливості	Загрози
<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Можливість виходу на інші ринки збуту при невеликій кількості замовлень.</li> <li>2. Розробити технологію штучного інтелекту для контролю температури спікання.</li> <li>3. Технології можна широко просувати для збільшення виробництва.</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Чистота металевого порошку впливає на вміст домішок у сплаві.</li> <li>2. Температура плавлення впливає на якість сплаву.</li> <li>3. Погане ущільнення окислить метал.</li> </ol>

### 8.9 Визначення ключових переваг концепції потенційного технології

Основні переваги цієї технології порівняно з існуючою на ринку технологією показані в таблиці 8.9.

Таблиця 8.9 – Визначення ключових переваг концепції потенційного технології

№	Потреба	Вигода, яку пропонує технології	Ключові переваги перед конкурентами
1	Стійкість	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Обладнання просте, і невелика піч може задовольнити попит плавлення.</li> <li>2. Низька вартість, без добавок, без флюсу.</li> <li>3. Плавлять у вакуумному середовищі для зменшення окислення сплаву та інших домішок.</li> </ol>	Немає ні сегрегації, ні металевих включень і низького вмісту домішок.
2	Дешевизна	для зменшення окислення сплаву та інших домішок.	Вартість товару менша на 15 % від конкурентів

Підсумок перспектив реалізації проекту та переваги:

- потрібне обладнання просте;
- низька вартість, без добавок, флюсу;
- це може знизити собівартість виготовлення алюмінієво-титанового сплаву;
- лігатурний сплав не має ні сегрегації, ні металевих включень і має низький вміст домішок.

## ВИСНОВКИ

Об'єктом дослідження слугував лігатурний сплав Al-W з добавками Co, Ni, Fe, Mo та Ti.

З аналізу хімічного складу сплаву видно, що сплав в основному складається з алюмінію та вольфрамового металу і легований невеликою кількістю металів, таких як нікель, залізо, молібден, титан та кобальт. Додавання цих металевих порошоків змінює властивості сплаву вольфраму та алюмінію.

Комплексний аналіз рентгенодифракційних експериментів та експериментів скануючої електронної мікроскопії. Фазовий склад зразка: чиста алюмінієва фаза,  $\epsilon$ -фаза ( $Al_4W$ ),  $Co_3W$  фаза,  $\theta$ -фаза ( $Al_2W$ ),  $\delta$ -фаза ( $Al_5W$ ),  $\gamma$ -фаза ( $Al_{12}W$ ), (Al)-фаза ( $Al_{0.9905}W_{0.0095}$ ) та  $Al_2Ti$  фаза. У порівнянні зі сплавом Al-W цей сплав додає фазу  $Co_3W$  та фазу  $Al_2Ti$ , простежте кількість інших металів в інших фазах Al-W.

З аналізу мікротвердості видно, що мікротвердість сплаву Al-W-Me менша, ніж у сплаву Al-W. Додавання Co, Ti, Fe, Ni, Mo та інших металів знижує мікротвердість сплаву, чи змінюються інші механічні властивості або не потребує подальшої експериментальної перевірки. Мікротвердість сплаву Al – 30 % (мас.) (W+Me) більша, ніж у сплаву Al – 3 % (мас.) (W+Me). Мікротвердість сплаву збільшується зі змістом легованого сплаву.

Генезис основних фаз Al-W визначали за допомогою бінарної діаграми фазових рівноваг в системі Al-W. Всі вони утворюються за перитектичними реакціями. Кинетична особливість цих реакцій в даному сплаві полягає в тому, що вони відбуваються не механізмом утворення ободка низькотемпературної фази навколо кристала високотемпературної, а шляхом інтенсивної фрагментації високотемпературної фази на границі з розплавом в результаті ребіндерівського збагачення алюмінієм границь та субграниць, їх оплавлення та зародження в розплаві дендритних кристалів низькотемпературної фази.



## CONCLUSIONS

The study object was an Al-W alloy with Co, Ni, Fe, Mo and Ti additives.

The analysis of the chemical composition of the alloy shows that the alloy is mainly composed of aluminum and tungsten metal and doped with a small amount of metals such as nickel, iron, molybdenum, titanium and cobalt. The addition of these metallic powders alters the properties of the tungsten and aluminum alloy.

Comprehensive analysis of X-ray diffraction and scanning electron microscopy experiments. Sample phase composition: pure aluminum phase,  $\epsilon$ -phase ( $\text{Al}_4\text{W}$ ),  $\text{Co}_3\text{W}$  phase,  $\theta$ -phase ( $\text{Al}_2\text{W}$ ),  $\delta$ -phase ( $\text{Al}_5\text{W}$ ),  $\gamma$ -phase ( $\text{Al}_{12}\text{W}$ ), (Al)-phase ( $\text{Al}_{0.9905}\text{W}_{0.0095}$ ) and  $\text{Al}_2\text{Ti}$  phase. Compared to Al-W alloy, this alloy adds  $\text{Co}_3\text{W}$  phase and  $\text{Al}_2\text{Ti}$  phase, trace the amount of other metals in other Al-W phases.

The microhardness analysis shows that the microhardness of the Al-W-Me alloy is lower than that of the Al-W alloy. The addition of Co, Ti, Fe, Ni, Mo, and other metals reduces the microhardness of the alloy, whether other mechanical properties change or does not require further experimental verification. The microhardness of the Al – 30 % (wt.) (W + Me) alloy is greater than that of the Al – 3 % (wt.) (W + Me) alloy. The microhardness of the alloy increases with the content of the alloy.

The genesis of the basic Al-W phases was determined using a binary diagram of phase equilibria in the Al-W system. All of them are formed by peritectic reactions. The kinetic feature of these reactions in this alloy is that they do not occur by the mechanism of formation of the low-temperature phase ring around the high-temperature crystal, but by intense fragmentation of the high-temperature phase at the melt boundary as a result of rebiner enrichment of aluminum boundaries and sub-boundaries crystals of the low-temperature phase.



**ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ**

1. Liu Jingan. Development and market analysis of modern Al alloy extrusion materials [Electronic resource] / Liu Jingan, Liu Wei, Han Pengzhan. // Light Alloy Processing Technology, 2013. – № 41 (03). – P. 13 – 21. – Mode of access : [http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=068b6797b7ca3ec275363c460e6a3b17&site=xueshu\\_se](http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=068b6797b7ca3ec275363c460e6a3b17&site=xueshu_se). – Title from the screen. – Date of the review: 12.10.2019.

2. Yang Shoujie. Research progress of high strength Al alloys [Electronic resource] / Yang Shoujie, Yang Xia. // Powder Metallurgy Industry, 2010. – 20 (5). – P. 47 – 51. – Mode of access : [http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=f9d4aa0bc1159ad32c5efa54e0565e76&site=xueshu\\_se](http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=f9d4aa0bc1159ad32c5efa54e0565e76&site=xueshu_se). – Title from the screen. – Date of the review: 12.10.2019.

3. Zhu Changjun. Preparation, properties and synthesis mechanism of W-Al alloy [Electronic resource] / Zhu Changjun. // Changchun Institute of Applied Chemistry, Chinese Academy of Sciences, 2006. –112 P. – Mode of access : <https://www.doc88.com/p-3951035990149.html>. – Title from the screen. – Date of the review: 12.10.2019.

4. Фазова діаграма Al-W [електронний ресурс], 2007. – Режим доступу : [https://page-one.springer.com/pdf/preview/10.1007/10655491\\_55](https://page-one.springer.com/pdf/preview/10.1007/10655491_55). – Назва з екрану. – опис зроблено 12.10.2019.

5. Zhang Fuxiang. Study on vortex plate forming of Al-W alloy powder [Electronic resource] / Zhang Fuxiang. // North University of China, 2015. – 71 P. – Mode of access: <http://www.doc88.com/p-4069732776763.html>. – Title from the screen. – Date of the review: 13.10.2019.

6. Ouyang Yifang. Mechanical alloying of Al-W binary [Electronic resource] / Ouyang Yifang, Zhong Xiaping, Wu Weiming. // Chinese Nonferrous Metals, 2019. – № 9 (1). – P. 69 – 72. – Mode of access : <https://www.cnki.com.cn/Article/CJFDTotal-ZYXZ1999S1013.htm>. – Title from the

screen. – Date of the review: 13.10.2019.

7. Ф. И. Квасов. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы / Ф. И. Квасов, И. Н. Фриляндер. Справочное руководство М.: Металлургия, 1984. – 528 с . : ил.

8. Xue Yong. Establishment of extrusion and constitutive model of Al-W powder alloy [Electronic resource] / Xue Yong, Zhang Zhimin, Zhang Fuxiang, Liu Cuixia. // Journal of Plasticity Engineering, 2015. – № 2. – P. 111 – 116. – Mode of access : [http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=6c5e1df8c23a8355b2a389c75e27cf0d&site=xueshu\\_se](http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=6c5e1df8c23a8355b2a389c75e27cf0d&site=xueshu_se). – Title from the screen. – Date of the review: 13.10.2019.

9. Wang Qianqian. Study on extrusion process of Al-W powder alloy [Electronic resource] / Wang Qianqian, Wang Qiang, Zhang Zhimin. // Hot Working Technology, 2014. – № 21. – P. 1 – 4. – Mode of access : [http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=5f45f76b45963a2a0483b1c22dfd6890&site=xueshu\\_se](http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=5f45f76b45963a2a0483b1c22dfd6890&site=xueshu_se). – Title from the screen. – Date of the review: 13.10.2019.

10. Zhang Fuxiang. Study on Hot Extrusion forming Process of Al<sub>4</sub>W Powder Alloy Vortex Plate [Electronic resource] / Zhang Fuxiang, Zhang Zhimin, Xue Yong, Liu Cuixia. // Light Alloy Processing Technology, 2015. – № 2. – P. 52 – 57. – Mode of access : <http://d.old.wanfangdata.com.cn/Periodical/qhjjgjs201502010>. – Title from the screen. – Date of the review: 14.10.2019.

11. Zhang Fuxiang. Study on extrusion forming process of Al-W powder alloy vortex plate [Electronic resource] / Zhang Fuxiang, Zhang Zhimin, Xue Yong, Liu Cuixia. // Thermal Processing Technology, 2015. – № 7. – P. 149 – 152. – Mode of access : [http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=0d1795b72e4fcbdeaf e841e04d686fe9&site=xueshu\\_se](http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=0d1795b72e4fcbdeaf e841e04d686fe9&site=xueshu_se). – Title from the screen. – Date of the review: 12.10.2019.

12. Wang Qianqian. Hot deformation behavior of powder pressed Al-W alloy and vortex disc forming [Electronic resource] / Wang Qianqian. // North University of China, 2015. – 78 P. – Mode of access :

<http://cdmd.cnki.com.cn/Article/CDMD-10110-1015584729.htm>. – Title from the screen. – Date of the review: 14.10.2019.

13. Guo Lafeng. Basic research on extrusion forming of Al-W alloy powder bar [Electronic resource] / Guo Lafeng. // North University of China, 2015. – 139 P. – Mode of access : [http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=abef30da4b4633e704ccbe2ed0321234&site=xueshu\\_se](http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=abef30da4b4633e704ccbe2ed0321234&site=xueshu_se). – Title from the screen. – Date of the review: 14.10.2019.

14. Qin Ye. Numerical simulation and experimental study on hydrostatic extrusion of Al-tungsten alloy [Electronic resource] / Qin Ye. // North University of China, 2018. – 70 P. – Mode of access : <http://cdmd.cnki.com.cn/Article/CDMD-10110-1018186567.htm>. – Title from the screen. – Date of the review: 14.10.2019.

15. Jing Xinli. Study on properties of doped polyaniline [Electronic resource] / Jing Xinli, Zhao Weibing, Zheng Maosheng. // Petrochemical Technology and Application, 2001. – № 4. – Mode of access : [http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=fdcedb6c3705597f2bbdb9d15e950b34&site=xueshu\\_se](http://xueshu.baidu.com/usercenter/paper/show?paperid=fdcedb6c3705597f2bbdb9d15e950b34&site=xueshu_se). – Title from the screen. – Date of the review: 15.10.2019.

16. Властивості металевого алюмінію [електронний ресурс], 2019. – Режим доступу: <https://uk.wikipedia.org/wiki/Алюміній> (Вікіпедія). – Назва з екрану. – опис зроблено 03.11.2019.

17. Властивості металевого вольфраму [електронний ресурс], 2019. – Режим доступу: <https://uk.wikipedia.org/wiki/Вольфрам> (Вікіпедія). – Назва з екрану. – опис зроблено 03.11.2019.

18. М. Хансен. Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – Москва : Metallurgizdat, 1962. – 608 с.

19. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Д44 Справочник: В 3 т. : Т. 1 / Под общ. Ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 996 с.: ил.

20. Энергодисперсійний рентгенофлуоресцентний аналізатор “EXPERT 3L” та скануючий електронний мікроскоп з енергодисперсійним мікроаналізатором РЭМ 106И [електронний ресурс]. – Режим доступу : <http://iff.kpi.ua/tsentr-elektronnoji-mikroskopiji>. – Назва з екрану. – опис зроблено 15.11.2019.

21. Микроскоп металлографический горизонтальный МИМ-8 [електронний ресурс]. – Режим доступу : <https://asma.com.ua/files/282/1511943583mim-8-to.pdf>, 2018. – Назва з екрану. – опис зроблено 16.10.2019.

22. Рентгенівський дифрактометр (Ultima IV) [електронний ресурс]. – Режим доступу : <http://iff.kpi.ua/tsentr-rentgenostrukturnogo-analizu-rigaku>, 2018. – Назва з екрану. – опис зроблено 15.11.2019.

23. МНУ-1000 Цифровий тестер твердості по Вікерсу [електронний ресурс]. – Режим доступу : <http://www.sfmit.com/index.php?m=product&a=show&id=275>, 2015. – Назва з екрану. – опис зроблено 18.11.2019.

24. Мазур В. И. Введение в теорию сплавов / Мазур В. И, Мазур А. В. – Д. : Лира ЛТД., 2009. – 264 с. – ISBN 978-966-383-204-3.

25. Pat. 101376935 A CN, C22C 19/03. Aluminum-tungsten-nickel alloy sintered body and preparation method thereof [Text] / Ma Xianfeng, Qiao Zhuhui. – № 200810051242.8; filed. 07.10.2008; publ. 03.04.2009.

26. Документация. Производственные здания: СНиП 2.09.02-85. – [Действующий от 1987-01-01]. – М. : Госстрой СССР. –1987.

27. ПУЕ-2017. Правила улаштування електроустановок. – К.: МіненерговугілляУкраїни, 2017. – 617 с.

28. Положення щодо розробки планів локалізації та ліквідації аварійних ситуацій і аварій, № 424/3717 від 30.06. 1999 р.

29. ДСТУ 3273-95. Безпечність промислових підприємств. Загальні положення та вимоги.

30. Pat. 109280786 A CN, C22C1 / 02. Aluminum-tungsten intermediate alloy and production method thereof [Text] / Liu fei, Zhang Yong. – № 201811395825.2; filed. 22.11.2018; publ. 29.01.2019.

31. Pat. 1508271 CN, C22C1 / 03. Aluminum tungsten intermediate alloy and preparation method thereof [Text] / Zhang Shizhong. – № 02144982.1; filed. 20.11.2002; publ. 30.06.2004.