

Хмельницький національний університет
Факультет інженерії, транспорту та архітектури
Кафедра трибології, автомобілів та матеріалознавства

Пояснювальна записка до дипломної роботи магістра

Галузь знань: 13 «Механічна інженерія»

Спеціальність: 132 «Матеріалознавство»

Освітньо-професійна програма: «Відновлення та технічний сервіс автомобілів»

на тему: «Покращення технологічних властивостей металокерамічних матеріалів за допомогою лазерного плавлення»

Шифр: МРТАМ 21.18180.000. ПЗ

Виконав: студент 2 курсу, група МТВАм -20-1 Диха А.В. Лозінський

Керівник Диха д.т.н., проф. О.В. Диха

До захисту допускаю: Диха Диха О.В.
Зав. кафедри ТАМ

2 12 2021 р.

Хмельницький, 2021 р.

ХМЕЛЬНИЦЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
Факультет інженерії, транспорту та архітектури
Кафедра трибології, автомобілів та матеріалознавства

Освітньо-кваліфікаційний рівень: магістр
Галузь знань: 13 «Механічна інженерія»
Спеціальність: 132 «Матеріалознавство»
Спеціалізація: «Відновлення та технічний сервіс автомобілів»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Зав.кафедрою ТАМ

Диха О.В.

" 15 " жовтня 2021 р.

З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНУ РОБОТУ МАГІСТРАНТУ

Лозінському Андрію Володимировичу

1. Тема проекту:

«Покращення технологічних властивостей металокерамічних матеріалів за допомогою лазерного плавлення»

керівник проекту: Диха Олександр Володимирович, д.т.н., проф.

Затверджено наказом університету від 25 серпня 2021р. № 102

2. Строк подання студентом проекту на кафедру: 15.12.2021 р.

3. Вихідні дані до проекту:

- 1) *Технічні умови на технологію селективного лазерного плавлення порошкових матеріалів.*
- 2) *Річна програма ремонту деталей.*
- 3) *Матеріали науково-дослідної практики.*
- 4) *Результати літературного огляду і патентного пошуку.*

4. Зміст пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити)

1. *Аналітичний огляд досліджень в області розробки технологічних процесів для аддитивного виробництва*
2. *Матеріали, обладнання та методики проведення експериментів*
3. *Розробка технологічних режимів селективного лазерного плавлення*
4. *Розробка та дослідження порошкових матеріалів для СЛП*
5. *Структура і властивості зразків, отриманих методом СЛП*

5. Консультанти розділів роботи


Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв

6. Дата видачі завдання: 15 жовтня 2020р.


КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1	Аналітичний огляд досліджень в області розробки технологічних процесів для адитивного виробництва	1.11.2021	
2	Матеріали, обладнання та методики проведення експериментів	15.11.2021	
3	Розробка технологічних режимів селективного лазерного плавлення	1.12.2021	
4	Розробка та дослідження порошкових матеріалів для СЛП	5.12.2021	
5	Структура і властивості зразків, отриманих методом СЛП	15.12.2021	
6	Оформлення презентаційних матеріалів	15.12.2021	

Студент

 Лозінський А.В.

Керівник роботи

 Диха О.В.

РЕФЕРАТ

Обсяг пояснювальної записки – 104 сторінок, кількість рисунків – 42, таблиць – 11, додатків – 2, кількість джерел згідно із переліком посилань – 95.

Студент гр. МТВАм-20-1 Лозінський А.В.

Тема «Покращення технологічних властивостей металокерамічних матеріалів за допомогою лазерного плавлення»

Дана магістерська дипломна робота присвячена розробці процесів отримання зносостійких композиційних матеріалів системи WC-Co методом селективного лазерного плавлення з метою заміни традиційних методів виготовлення виробів з матеріалів, що важко обробляються.

В магістерській роботі вирішувались наступні завдання:





- аналіз та вибір вихідних порошкових матеріалів для селективного лазерного плавлення;
- отримання нових порошкових композицій системи WC-Co для технології СЛП
- теоретичне та експериментальне дослідження впливу параметрів обробки на структуру, хімічний та фазовий склад матеріалу;
- дослідження впливу параметрів селективного лазерного плавлення на фізико-механічні властивості досліджуваного матеріалу;
- вибір раціональних технологічних режимів селективного лазерного плавлення оброблюваних матеріалів;

Перелік ключових слів: лазерне плавлення, порошок, кераміка, зносостійкість, обробка

ЗМІСТ

ВСТУП

1.АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД ДОСЛІДЖЕНЬ В ОБЛАСТІ РОЗРОБКИ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ДЛЯ АДДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	8
1.1.Селективне лазерне плавлення (СЛП).....	8
1.2.Матеріали, що використовуються в адитивному виробництві.....	8
1.2.1.Застосування керамічного порошку в адитивному виробництві....	11
1.2.2.Застосування металокерамічних композицій вадитивне виробництво.....	13
1.3.Класифікація методів адитивного виробництва.....	16
1.4.Металокерамічні матеріали у традиційному виробництві.....	21
1.4.1.Технологія виготовлення твердих сплавів.....	22
1.4.2.Стандартизація твердих сплавів.....	22
1.4.3.Жаростійкість і жароміцність твердих сплавів.....	23
1.4.4.Наноструктуровані тверді сплави.....	23
1.5.Характеристика параметрів СЛП.....	24
2.МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТІВ.....	26
2.1.Вибір вихідних матеріалів.....	26
2.2.Методика дослідження вихідних матеріалів.....	28
2.3.Устаткування для гранулометричного аналізу.....	28
2.4.Методика підготовки композиційного матеріалу.....	34
2.5.Методика визначення вікна параметрів СЛП композиційного матеріалу.....	36
2.6.Металографічний, енергодисперсійний, рентгеноструктурні аналізи.....	37
2.7.Методика дослідження зносостійкості.....	38
2.8.Методика дослідження мікротвердості та тріщиностійкості.....	39

МРТАМ 21.18180.000. ПЗ												
Зм.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	Покращення технологічних властивостей металокерамічних матеріалів за допомогою лазерного плавлення			Літ.	Аркуш	Аркушів		
Розроб.	Лозінський									4	99	
Перевір.	Диха									ХНУ, гр. МТВАм-20-1		
Н.контр.	Бабак											
Затвер	Диха											

3.РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЧНИХ РЕЖИМІВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ.....	41
3.1.Технологічні режими селективного лазерного плавлення композиційного матеріалу	41
3.2.Перевірка моделі розробки раціональних режимів СЛП сплаву ВК20.	42
4.РОЗРОБКА ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ СЛП.....	45
4.1.Результати дослідження вихідних порошків.....	45
4.1.1.Мікронний порошок кобальту.....	45
4.1.2.Мікронний порошок карбіду вольфраму.....	48
4.1.3.Нанопорошок кобальту.....	50
4.1.4.Нанопорошок карбіду вольфраму.....	51
4.2.Приготування порошкових сумішей із вихідних компонентів.....	53
5.СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗРАЗКІВ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ СЛП.....	56
5.1.Дослідження впливу параметрів процесу селективного лазерного плавлення на геометричні характеристики одиночного валика.....	56
5.2.Дослідження впливу параметрів процесу селективного лазерного плавлення на шорсткість одиночного шару.....	63
5.3.Дослідження впливу параметрів процесу селективного лазерного плавлення на пористість об'ємних зразків.....	67
5.4.Вплив режимів селективного лазерного плавлення на твердість, тріщиностійкість та зносостійкість зразків.....	71
5.5.Рекомендації для виготовлення виробів із порошкового матеріалу системи WC-Co методом селективного лазерного плавлення.....	75
ВИСНОВКИ.....	79
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ.....	80
Додатки.....	90

Зм.	Адк.	№ докум	Підпис	Дата

МРТАМ 21.18180.000. ПЗ

Ст.

5

ВСТУП

До теперішнього часу розроблено безліч металокерамічних композиційних матеріалів, що відрізняються підвищеною механічною міцністю, зносо-, термо- та корозійною стійкістю, широке застосування яких стримується труднощами отримання деталей заданої геометричної форми традиційними методами спікання і механічної обробки. В даний час перспективними методами формоутворення стають адитивні технології, принцип яких полягає в тому, що вироби пошарово синтезуються за даними цифрової тривимірної моделі. Ця технологія має стати альтернативою традиційному виробництву, заснованому на видаленні первинного матеріалу заготівлі (наприклад, фрезерування або точіння). Застосування адитивних технологій могло б вирішити проблему формування деталей із різних матеріалів із підвищеними механічними властивостями,

СЛП принципово не обмежена складністю геометричної форми та тугоплавкістю матеріалу. Більш того, високі швидкості охолодження порядку 10^6 К/с, характерні для цього процесу, часто забезпечують одержання наноструктурованого матеріалу з підвищеною міцністю та зносостійкістю. Технологія СЛП вже розроблена для низки металевих матеріалів, на прикладі яких підтверджуються вищезазначені переваги. Накопичений досвід показує, що СЛП дуже чутливе до вибору матеріалу та параметрів процесу.

Технологічно процес СЛП визначається великою кількістю технологічних параметрів, такими як потужність лазера, швидкість сканування, інтервал сканування (крок переміщення лазерного променя), стратегія сканування (напрямок та послідовність переміщень лазерного променя), товщина шару порошку, а також фізико-хімічними характеристиками матеріалу, гранулометричними та морфологічними

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						6
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

параметрами порошку. Взаємодія цієї множини параметрів дуже складна, тому важливо розуміння того, як зміна кожного з них впливає на процес СЛП в цілому. Поширення цього на нові матеріали ставить низку наукових і технологічних завдань, потребують проведення наукових досліджень про, на вирішення яких і спрямовано цю роботу.

Метою роботи є розробка процесів отримання зносостійких композиційних матеріалів системи WC-Co методом селективного лазерного плавлення з метою заміни традиційних методів виготовлення виробів з матеріалів, що важко обробляються.

Поставлена мета може бути досягнута вирішенням наступних завдань:

- аналіз та вибір вихідних порошкових матеріалів для селективного лазерного плавлення;
- отримання нових порошкових композицій системи WC-Co для технології СЛП
- теоретичне та експериментальне дослідження впливу параметрів обробки на структуру, хімічний та фазовий склад композиційного матеріалу системи WC-Co;
- дослідження впливу параметрів селективного лазерного плавлення на фізико-механічні властивості досліджуваного матеріалу;
- вибір раціональних технологічних режимів селективного лазерного плавлення оброблюваних матеріалів;

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						7
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

РОЗДІЛ 1. АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД ДОСЛІДЖЕНЬ В ОБЛАСТІ РОЗРОБКИ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ДЛЯ АДДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА

1.1 Селективне лазерне плавлення (СЛП)

Селективне лазерне плавлення, що розробляється приблизно з початку 2000-х років, показало себе як ефективний метод виготовлення функціональних деталей складної форми шляхом пошарового синтезу [3-5]. Виготовлення складнопрофільних деталей при одиничному та дрібносерійному виробництві при використанні методу СЛП здатне скоротити собівартість виробу за рахунок зменшення робочого часу за меншої кількості технологічних операцій. Також метод СЛП не передбачає створення спеціального інструменту та технологічного оснащення.

Більшість машин селективного лазерного плавлення виробляються у США, Німеччині та Великій Британії. Виробництво вітчизняних машин перебуває в етапі дослідного виробництва. Сьогодні комерційно доступні установки працюють із порошками, виробленими фірмами виробниками установок, під час використання конкретного порошкового матеріалу необхідна купівля режимів обробки. Процес СЛП чутливий до ряду параметрів, таких як товщина порошкового шару, крок сканування, потужність, діаметр лазерної плями та швидкість сканування. Незважаючи на широкі межі можливої зміни кожного параметра, раціональні поєднання значень технологічних параметрів зазвичай перебувають у вузькому інтервалі.

У цій ситуації є гостра потреба у вітчизняних порошках та розробці режимів СЛП.

1.2 Матеріали, що використовуються в адитивному виробництві

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						8
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Активне розширення використання технологій порошкової металургії та активна взаємодія виробників та споживачів порошків призвело до значного розширення асортименту порошкових матеріалів, вироблених різними методами. Виробництво порошків -широка тема. Питання виробництва порошків зачіпає безліч аспектів якості одержуваного матеріалу: розмір частинок та розподіл за розмірами, форма частинок, внутрішня структура частинок, щільність частинок, питома поверхня частинок, структура та хімічний склад поверхні частинок, хімічний та фазовий склад частинок та розподіл (нерівномірність) за складом . До основних методів виробництва відносять:

1) Фізико-хімічні методи виробництва:

- хімічне відновлення (з твердого, рідкого чи газоподібного стану) сполук металів (як правило, оксиди або галогеніди);
- термічне розкладання та гідридів та карбонилів металів;
- електролітичний метод – дозволяє отримувати хімічно дуже чисті металеві порошки (як правило, берилію, мідь, залізо, нікель тощо).

2) Механічні методи виробництва:

- подрібнення сплавів дробленням, розмолотом, стиранням (обробка різанням, подрібнення в кульових, планетарних, вібраційних млинах, атриторах, подрібнення ультразвуком) дозволяє отримати порошки різного розподілу за розмірами та хімічним складом, проте неправильної форми;
- диспергування матеріалів (атомізація) (газом, водою, відцентрове розпилення, розпилення рідкими газами, вакуумна атомізація) дозволяє отримати порошок будь-якого сплаву, однорідний за розмірами, формою та складом, і є способом з високим рівнем управління якістю продукту.

У методі селективного лазерного плавлення можливе використання широкого спектра порошкових матеріалів. Ця технологія, застосована до

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						9
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

пластичних матеріалів, таких як аустенітні сталі, дозволяє відразу досягти високої міцності за рахунок формування однорідної дрібнозернистої структури і не виключає, звичайно, модифікації мікроструктури та механічних властивостей подальшою термообробкою. При застосуванні СЛП до крихких матеріалів деталь часто розтріскується вже у процесі виготовлення. Це загальна нестача лазерних технологій. Наприклад, та сама проблема виникала при лазерному зварюванні кераміки [6]. Суть у тому, що лазерне нагрівання є локальним [7], тому неминучими є значні температурні градієнти при лазерній обробці виробу. Неоднорідні теплові поля та неоднорідні теплові розширення генерують термомеханічні напруги. Напруги можуть перевищувати механічну міцність матеріалу. Іншими словами, оброблюваний лазером матеріал має бути стійким до теплових ударів. У літературі немає даних успішного застосування методу СЛП для виготовлення деталей з керамічних матеріалів, які можна порівняти за механічними властивостями з деталями, отриманими за класичною технологією. Тим не менш, інтерес до СЛП кераміки не згасає [5,8,9].

Одним із перспективних матеріалів є композиційні матеріали на основі металів з додаванням керамічних включень (так звані композиційні матеріали з металевою матрицею). Такі матеріали досить часто використовують як корозійностійкі матеріали, що працюють, у тому числі при високих температурах, а також як зносостійкі, що працюють в агресивних середовищах. Складнопрофільні деталі, виготовлені методом СЛП із порошкових композицій на основі металу та кераміки можуть знайти широке застосування в гірській, нафтовій, машинобудівній та інших галузях машинобудування. Тому технологія виготовлення виробів із металокерамічних композицій методом селективного лазерного плавлення є актуальним науково-технічним завданням.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						10
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

1.2.1 Застосування керамічного порошку в адитивному виробництві

Більшість існуючих на сьогоднішній день методів виготовлення деталей з кераміки за допомогою адитивних технологій спрямовані на з'єднання частинок керамічного порошку за допомогою додатково введеного сполучного [10, 11]. У ролі сполучної матриці може бути полімерний, і металевий матеріал. При подальшій обов'язковій термічній постобробці відбувається сильне усадження, що негативно позначається на точності виготовлення, крім того, при термоусадці не вдається повністю ліквідувати пори. Наприклад авторами роботи [12], на машині Фенікс отримана щільність 65% та міцність 15МПа кераміки Al_2O_3 .

В роботі [13] проводилося спікання суміші порошків оксидів цирконію та ітрію (з молекулярною часткою Y_2O_3 3-4%) з розміром частинок 1-40 мкм. Встановлено, що підігрів робочої камери знижує ризик утворення тріщин та дозволяє підвищити швидкість сканування. Експерименти зі спікання проводили без додаткових сполучних. Автори отримували зразки з низькою щільністю (близько 56%), яка не збільшувалася при постобробці при температурі до 1200°C в печі. Для підвищення густини в роботі рекомендується збільшити насипну густину порошку.

В роботі [14] з ідентичною сумішшю підігрів здійснювався розфокусованим лазерним випромінюванням до 2500 0C. Лазерне плавлення проводилося у зоні підігріву. Автори отримали безпористі щільні зразки, але не вдалося виключити утворення тріщин. Підвищення температури обігріву також знижує кількість тріщин.

В роботі [15] вивчали плавлення тугоплавкою композиції з кераміки $Al_2O_3 - ZrO_2$ і мікроструктуру, що виходить в результаті кристалізації. Склад досліджуваних порошків змінювали у межах 20-70% масової частки

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						11
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

ZrO₂. Порошки попередньо спресовувалися в кубики розміром 6 мм, а потім розплавлялися CO₂ лазером на підкладці з оксиду алюмінію протягом 10 секунд. Після плавлення керамічну композицію охолоджували на свіжому повітрі. У всіх досліджуваних у наведеній роботі зразках не зафіксовано наявності тріщин у переплавленому обсязі, але завжди спостерігалися усадкові раковини на відстані декількох міліметрів від вільної (верхньої) поверхні за рахунок великих деформацій усадок у процесі кристалізації. Зазначено, що в зоні плавлення висока чутливість підкладки до теплового удару, що є причиною утворення тріщин по межі сплаву з підкладкою. Для зменшення впливу теплового удару запропоновано здійснювати підігрів або проводити наступну термообробку за температури 1200-1400 °С [6].

В роботі [16] вивчалися процеси селективного лазерного плавлення (СЛП) кераміки діоксиду цирконію ZrO₂, з незначними добавками інших оксидів, без використання сполучних (скла або смол). Також застосовували порошки Al₂O₃ та MgAl₂O₄. Постобробку не проводили. В отриманих виробках практично не було часу, але були присутні мікротріщини, протяжність яких була порівнянна з діаметром плями лазера.

Наявність мікротріщин знижує механічну міцність при згинанні до 9,79 МПа, що незрівнянно менше її значень близько 1000 МПа, одержуваних даних матеріалів при традиційних способах виготовлення.

В роботі [17-22] досліджувалися процеси консолідації керамічного порошку діоксиду кремнію при СЛП. Завдяки низькому коефіцієнту теплового розширення матеріал здатний оброблятися без сполучного. Отримані зразки з SiO₂ не містили тріщин і пір. Таким чином, на сьогоднішній день показана принципова можливість виготовлення деталей з кераміки методом СЛП без використання сполучного, що додатково вводиться.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						12
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

1.2.2 Застосування металокерамічних композицій в адитивному виробництві

Приклади застосування композиційних матеріалів з металевою матрицею в літературі описані частіше для лазерної наплавки, ніж СЛП [23-25]. В роботі [26] такі покриття були отримані лазерним наплавленням суміші порошків карбідів вольфраму і нікелевого сплаву. Об'ємна концентрація карбідів вольфраму становила близько 40%. Металева матриця складалася з пластичних дендритів твердого розчину на основі нікелю і твердої та тендітної евтектики. Співвідношення пластичної та твердої фаз у матриці сильно різнилося залежно від вмісту хрому в нікелевому сплаві. Виявилося, що при високому вмісті хрому (12-14% по масі), коли в структурі матриці переважає тендітна евтектика, покриття розтріскується в процесі наплавлення. Тріщини проходять по всьому покриттю від краю до краю та перпендикулярні до напрямку лазерного сканування. Вони не перетинаються, практично паралельні один одному і розташовані з кроком трохи більше ширини валика, що наплавляється. При низькому вмісті хрому (6-8% по масі), коли в структурі матриці переважає пластична нікелева фаза, тріщин не спостерігалось [26]. Таким чином, при виготовленні композиційних матеріалів методом лазерного наплавлення важливо отримати пластичну матрицю, щоб матеріал не розтріскався.

Як зміцнюючу фазу при лазерній наплавці широко застосовується також карбід титану. Його щільність приблизно в 4 рази менша, ніж у карбиду вольфраму, що істотно для застосування в аерокосмічній галузі. Автори роботи [27] зміцнювали карбідом титану низьковуглецеву сталь і отримали композиційні матеріали з вмістом до 10% за обсягом титану карбиду. У структурі матеріалу були виявлені первинні карбіди, не розчинені в розплаві частинки порошку, вторинні карбіди, що випали при

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						13
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

охлажденні розплаву сталі та евтектика TiC-Fe. Кандел із співавторами [28] отримали композицію TiC-Ti із вмістом карбїду 30% та 60%. У структурі також спостерїгалися і первинні та вторинні карбїди. Леунда із співавторами [29] домоглися хороших результатів, зміцнювальна сталь, карбїдом ванадію, вводючи його до 10% за масою лазерною наплавкою.

Введення зміцнюючої фази як нанорозмірних частинок може значно поліпшити механічні властивості навіть за малому її змісті. Так, Бі із співавторами готували порошок для лазерного наплавлення шляхом ретельного перемішування нанопорошку карбїду титану та порошку нікелевого сплаву з розміром частинок кілька десятків мікронів.30]. При цьому вміст TiC становив не більше 1% за масою. Їм вдалося отримати композиційний матеріал з рівномірним розподілом наночастинок TiC в металевій матриці і довести, що це карбїди, що являють собою вихідні частки нанопорошку, що не розчинилися в розплаві. Зазначалося, що у присутності нанопорошка TiC, зерна нікелевої матриці значно подрїбнюються. Механічні випробування на розрив показали, що з збільшенням вмісту наночастинок TiC міцність на розтяг збільшується, при цьому збільшується і відносне подовження. Зміцнення зв'язується з подрїбненням зерна матриці та з появою в структурі наночастинок, здатних затримувати дислокацію [30]. Збільшення пластичності пов'язують із подрїбненням зерна. Застосування зміцнюючої фази як нанопорошка виявилось набагато ефективніше, ніж використання мікронного порошку TiC. Так, додавання 10-20 вагових відсотків мікронного порошку збільшувало міцність на розрив меншою мірою і при цьому крихило матеріал [30]. Пояснюється це тим, що мікронні включення не сприяють подрїбненню зерна матриці і, до того ж менш міцно пов'язані з нею.

Відразу після появи технології СЛП виник інтерес до одержання за її допомогою різних композицій із металевою матрицею. Наприклад, Лауї зі

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						14
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

співавторами ще 1999 р. досліджували систему WC-Co [31], а Лі із співавторами – систему TiC-інвар у 2000 р. [32]. Надалі список випробуваних композиційних матеріалів для СЛП розширювався, хоча всі отримані матеріали були задовільного якості. Шишковський із співавторами отримав зразки із суміші порошків ZrO₂ та Al [33] та композиції AlN-Al та TiN-Ti [34]. При цьому не вдалося виключити залишкову пористість та окремі тріщини. Автори роботи [35] отримали матеріал системи SiC-Ti без пір, але з тріщинами. У 2010 Вільгельм Майнерс у роботі [36] із системою WC-Ni використовував CO₂ при високій потужності переплавляючи і металеву матрицю та зміцнювальну фазу карбіду вольфраму. Отримані зразки містили пори і мали неоднорідне розподілу WC в матриці, а також висока потужність лазерного випромінювання піддала коагуляції фракції WC.

Час знаходження матеріалу в розплаві становить при СЛП, як правило, частки мілісекунди. Експерименти показують, що за цей час не встигає відбутися перемішування вихідних порошкових компонентів масштабах ванни розплаву (ширина зазвичай менше 100 мікронів). Тому перші спроби отримати композиційні матеріали з металевою матрицею СЛП суміші порошків металу та твердої фази з розміром частинок у кілька десятків мікрон призводили до утворення матеріалу з сильно неоднорідним розподілом великих твердих частинок у матриці, який часто був менш міцним, ніж аналогічні композиційні матеріали, отримані порошковою металургією. Істотного прогресу було досягнуто останнім часом завдяки зусиллям з приготування спеціальних порошкових сумішей, у яких дрібнозерниста тверда фаза рівномірно розподілена на металевій. Так, Гу із співавторами [37] отримали композиції системи TiC-Ti, а Аттар із співавторами [38] – системи TiB-Ti методом СЛП. В обох випадках порошкова суміш готувалась механічним сплавленням компонентів у планетарному кульовому млині.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						15
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

1.3 Класифікація методів адитивного виробництва

Адитивне виробництво (АП) є класом перспективних технологій, активно розроблюваних у всіх високорозвинених країнах. Ця технологія покликана стати альтернативою традиційному виробництву. Принцип адитивного виробництва у тому, що вироби з урахуванням тривимірних комп'ютерних моделей створюються з допомогою пошарового синтезу матеріалу. Такий метод дозволяє створювати вироби за один технологічний цикл за мінімальної кількості обладнання, робочих і меншої виробничої площі, ніж за традиційних методів. Адитивні технології використовують перевагу у виготовленні трудомістких деталей складної геометрії, наприклад, теплообмінників з внутрішніми каналами охолодження, ливарних форм для лиття виробів складної форми, тонкостінних елементів, що фільтрують, індивідуальних медичних протезів та ін.

Розробкою та видавництвом різних технічних нормативів та стандартів для великого діапазону матеріалів, виробів, послуг та систем адитивного виробництва займається американська міжнародна добровільна організація ASTM International (American Society for Testing and Materials). Стандарт ASTM F2792 дає визначення адитивних технологій так: «Процес поєднання матеріалу з метою створення об'єкта на основі даних CAD-моделі, як правило, шар за шаром, на відміну від "вичитують" виробничих технологій» [1].

На сьогоднішній день існує безліч класифікацій за різними критеріями. Автори класифікують адитивні технології: за матеріалами (рідкі, порошкові, полімерні), за способом консолідації матеріалу (за допомогою лазера, ультрафіолету, електронного променя, хімічного сполучного) і за методом формування шару. Метод формування шару поділяють на два принципи формування шару: bed deposition – синтез

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						16
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

виробу в попередньо сформованому шарі матеріалу та direct deposition – одночасна подача енергії та матеріалу до зони синтезу.

У випадку bed deposition перед початком синтезу на робочій платформі створюється шар матеріалу, далі розрівнюється матеріал пристроєм у вигляді ножа або валика, створюючи, рівний шар певної товщини; потім вибірково, згідно з електронною моделлю, матеріал обробляється у сформованому шарі лазером або іншим способом, зв'язуючи його. Становище площини побудови залишається незмінною. Частина вихідного матеріалу (в даному випадку – порошку), яка не потрапила в контур перерізу моделі, залишається недоторканою. Для даної технології використовується термін

«Селективне лазерне спікання» або «Селективне лазерне плавлення» (SLS/SLM – Selective Laser Sintering/Melting), якщо джерелом концентрованої енергії є лазер.

Принцип прямого осадження (direct deposition) відноситься до методу, в якому використовується матеріал подається безпосередньо в область підведення енергії, де відбувається в даний момент побудова фрагмента деталі. Найбільш поширеним видом такої технології є лазерне наплавлення (laser cladding). До цього принципу відноситься і технологія FDM (Fused deposition modeling) — пошарова побудова виробу з розплавленої пластикової нитки. Це найпоширеніший

спосіб 3D-друку у світі, на основі якого працюють мільйони 3D-принтерів - від найдешевших до промислових систем тривимірного друку. FDM-принтери працюють з різними типами пластику, найпопулярнішим і найдоступнішим з яких є ABS. Вироби із пластику відрізняються високою міцністю, пружністю, чудово підходять для тестування продукції, прототипування, а також для виготовлення готових до експлуатації об'єктів.2].

Остання класифікація, запропонована ASTM International, поділяє

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						17
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

технологічні процеси адитивного виробництва за принципом побудови виробу на 7 груп:

- Material Extrusion – вичавлювання матеріалу;
- Material Jetting – розпорошення матеріалу;
- Binder Jetting - розпилення сполучного;
- Sheet Lamination – синтез листових матеріалів;
- Vat Photopolymerization – фотополімеризація;
- Powder Bed Fusion – сплавлення матеріалу у сформованому шарі;
- Direct energy deposition - пряме підведення енергії в місце побудови.

В даний час комерційно успішні і найбільш застосовувані в промисловості такі методи адитивного виробництва: тривимірний друк методом FDM, стереолітографія, пошарова заливка розплавом, що екструдується, 3-мірна лазерна наплавка і селективне лазерне плавлення. СЛП є найбільш перспективним методом, оскільки має ряд переваг: безвідходністю, можливістю виготовлення складнопрофільних деталей, що не поступаються, а іноді і перевищують за своїми фізико-механічними властивостями деталі, отримані традиційним формоутворенням.

1.3.1 Методи отримання металокерамічних композицій для СЛП

Через короткий час знаходження матеріалу в рідкій фазі при СЛП, яке зазвичай становить частки мілісекунди, що значно менше, ніж, наприклад, при лазерній наплавці, матеріал у ванні розплаву не встигає добре перемішатися [39]. Для усунення цього недоліку останнім часом застосовують механічне сплавлення порошків. При цьому беруть, як правило, субмікронні або нанорозмірні порошки твердої фази і мікронні або великі металеві порошки. Суміш порошків обробляється на планетарному кульовому млині, де руйнуються агломерати наночастинок, а потім наночастинки твердої фази втовкмачуються кулями в м'якіші

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						18
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

металеві частинки.

Процес механічного сплаву TiC-Ti докладно описаний Гу з співавторами [40]. Вони використовували вихідні порошки TiC із середнім розміром частинок неправильної форми 1.5 мкм та Ti з частинками у формі багатогранників із середнім розміром 45 мкм. Використовувався планетарний кульовий млин Pulverisette 6 planetary mono-mill фірми Fritsch GmbH (Німеччина). У склянку з хромистої сталі корисною ємністю 125 мл завантажували 15 г порошку TiC, 35 г порошку Ti і 500 г куль, що мелють з нержавіючої сталі розміром від 6 до 20 мм. Таким чином, вагове вміст TiC в порошковій суміші становило 30%, а масове відношення порошку до куль, що мелють - 1/10. Для запобігання окиснення механічне сплавлення проводилося в атмосфері аргону при швидкості обертання основного диска 250 оборотів на хвилину. Час обробки змінювався від 5 до 30 годин. Щоб уникнути перегріву порошку, млин зупиняли на 10 хвилин через кожні 20 хвилин роботи. Зазначено, що до 10 годин помелу йшло подрібнення частинок титану з впровадженими у яких частками карбиду. Через десять годин середній розмір частинок становив 5 мкм. Потім частки починали різко зростати рахунок холодного зварювання і досягали середнього розміру 70 мкм після 15 годин помелу. Приблизно через 25 годин помелу середній розмір частинок механічного сплаву стабілізувався рахунок рівноваги між механічним роздробленням і холодним зварюванням і становить близько 50 мкм. Було показано, що в результаті механічного сплавлення утворився композиційний матеріал з нанорозмірними частинками карбиду, добре розподіленими в аморфній металевій матриці. У своїй роботі [41] автори успішно застосували отриманий порошок механічного сплаву для СЛП, причому брали його на стадії мінімального розміру частинок, тобто приблизно після 10 годин помелу.

Для приготування механічного сплаву TiC-Ti з 15% карбиду за вагою

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						19
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

ті ж автори скоригували методику і використовували порошок титану сферичними частинками середнім діаметром 22.5 мкм та нанопорошок карбіду із середнім розміром частинок близько 50 нм [37]. Помел виробляли за допомогою кульового планетарного млина Pulverisette 4 vario-planetary mill фірми Fritsch GmbH (Німеччина) протягом 4-х годин на швидкості 200 оборотів за хвилину з ваговим співвідношенням куль, що мелють, до порошку 5/1. Цього часу було достатньо для рівномірного розподілу карбідів у матриці. Утворилися сферичні частинки механічного сплаву, розміром приблизно відповідні вихідним часткам титану, тобто 22.5 мкм.

Гу з співавторами механічно сплавляли титан з 23.8 ваговими відсотками карбіду кремнію в кульовому планетарному млині Pulverisette 6 planetary mono-mill фірми Fritsch GmbH (Німеччина) протягом 15 годин на швидкості 300 оборотів в хвилину з ваговим співвідношенням 1 мелючих[42]. Вихідні порошки були SiC із середнім розміром частинок неправильної форми 13 мкм та Ti з частинками у формі багатогранників із середнім розміром 45 мкм. В роботі [35] автори працювали з тією самою системою SiC-Ti. Вони отримували суміші з 20, 30 і 40 ваговими відсотками SiC з порошоків титану з частинками сферичної форми 25-35 мкм і кремнію карбіду з частинками неправильної форми 1-6 мкм. Методика змішування порошоків не описується.

Алюмінієвий сплав змішувався з 5 ваговими відсотками TiC у кульовому планетарному млині Pulverisette 4 vario-planetary mill фірми Fritsch GmbH (Німеччина) протягом 4-х годин на швидкості 200 оборотів в хвилину з ваговим співвідношенням куль, що мелють до порошку 1/43]. Порошок алюмінієвого сплаву був із сферичними частинками середнім діаметром 30 мкм, а порошок TiC – розміром частинок близько 50 нм. За час розмелювання нанопорошок карбіду рівномірно розподілився по поверхні частинок металу, які зберегли свою сферичну форму та розмір.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						20
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Аттар із співавторами [38] змішували 5 вагових відсотків 3.5-6 мкм порошку TiB₂ з частинками неправильної форми з 50 мкм порошком Ti з частинками сферичної форми в кульовому планетарному млині фірми Retsch протягом 1-4 годин зі швидкістю 200 обертів на хвилину. Використовувалися кулі з вуглецевої сталі діаметром 10 мм у ваговому відношенні до порошку 5/1. Під час помелу металеві частинки розплющувалися, а частинки бориду розколювалися та вбивалися у металеві. В результаті вийшов композиційний порошок з частинками неправильної форми, що за обсягом приблизно відповідають вихідним частинкам металу.

Таким чином, для отримання композиційних матеріалів з металевою матрицею методом СЛП порошки компонентів попередньо обробляють у кульовому планетарному млині до утворення композиційного порошку механічного сплаву. Використовуються сталеві розмольні склянки та сталеві розмольні кулі діаметром 6-20 мм. Як правило, вибирають вихідні металеві порошки з частинками близькою до сферичної форми розміром кілька десятків мікрон і вихідні порошки твердої фази з частинками неправильної форми розміром від 50 нм до декількох мікрон. Співвідношення мас розмольних куль до маси порошку може змінюватися від 1/1 до 1/10. Швидкість обертання основного диска млина становить від 200 до 300 обертів за хвилину. Для запобігання окиснення процес може проводитися в атмосфері аргону. Час розмелювання варіюється від 1 до 10 годин.

1.4 Металокерамічні матеріали у традиційному виробництві

Тверді сплави є класичним прикладом металокерамічних матеріалів [44]. Добре вивчені та широко застосовуються тверді сплави на основі матриці із сплавів елементів групи заліза, зміцнені карбідами тугоплавких металів. Механічні властивості твердих сплавів значно вищі, ніж у

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						21
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

традиційних сплавів. Шляхом поєднання різних металевих матриць і армуючих компонентів у різних співвідношеннях можна отримати матеріали із заданими властивостями, що дозволяє вирішувати завдання з оптимізації конструкцій, що створюються з урахуванням необхідних характеристик. Так, при використанні пластичної матриці та твердих армуючих включень поєднуються дві протилежні властивості, необхідні для конструкційних матеріалів – висока межа міцності та достатня в'язкість руйнування.

1.4.1 Технологія виготовлення твердих сплавів

Стандартні тверді сплави зазвичай одержують методами порошкової металургії. Для цього вихідні порошки металеві та зміцнювальної фаз перемішують, з отриманої суміші формують деталі, які потім спікають у печах. Якість матеріалу сильно залежить від однорідності використовуваної суміші порошоків. Для приготування сумішей використовують кульові млини з барабанами, футерованими твердими сплавами, та з розмеленими тілами з твердих сплавів. Змішування проводять у рідкому середовищі в режимі стирання протягом 48-144 годин [45]. У порошкову суміш додають пластифікатор і формують методами пресування, видавлювання або лиття під тиском, потім отримані заготовки витримують у печах при температурі вище за плавлення найбільш легкоплавкої фази в системі, так що утворення матеріалу відбувається в режимі рідкофазного спікання.

1.4.2 Стандартизація твердих сплавів

Марки та сфери застосування вітчизняних твердих сплавів визначаються ГОСТом 3882-74 [46]. Тверді сплави поділяються за цим стандартом на вольфраміві, титановольфраміві та титанотанталовольфраміві. Тверді вольфраміві сплави системи WC-Co (BK) стандартизовані для вмісту кобальту від 3 до 20 масових відсотків.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						22
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Для всіх марок нормується межа міцності при згинанні, щільність та твердість HRA. У системі WC-Co при підвищенні вмісту кобальту значно зростає міцність на вигин, від 120 кгс/мм² для сплаву BK3 до 210 кгс/мм² для сплаву BK20, при цьому мінімально допустима твердість трохи знижується [46]. Стандарт окреслює три основні області застосування твердих сплавів: обробка матеріалів різанням, оснащення гірського інструменту і безстружкова обробка металів і деталей, що швидко зношуються. Для двох останніх областей рекомендуються виключно вольфрамові тверді сплави марок BK. Для деталей, що зазнають ударних навантажень, рекомендується підвищений вміст кобальту, а для швидкозношуваних – знижений.

1.4.3 Жаростійкість і жароміцність твердих сплавів

Жаростійкість і жароміцність твердих сплавів багато в чому визначаються компонентом, що цементує, - металевою матрицею. Було запропоновано тверді сплави системи WC-Co-Ni-Re [47], що перевищують за жаростійкістю та жароміцністю стандартні сплави BK при тому ж вмісті металу. Введення Ni-Re в кобальтову зв'язку підвищує температуру початку активного окислення на 20-70 ° C і знижує його швидкість, а також підвищує межу міцності на вигин при 1000 оС з 60 до 200 кгс/мм² [47]. Фактором, що сприяє збільшенню міцності за високої температури, є зниження рухливості дислокацій, що реалізується в результаті легування та можливого дисперсійного зміцнення. Додаткове введення до складу твердої фази окалиностійкого компонента (складні карбіди, карбонітриди) може також поліпшити експлуатаційні характеристики твердих сплавів.

1.4.4 Наноструктуровані тверді сплави

Перспективним напрямом покращення механічних властивостей твердих сплавів вважається зменшення розміру зерна [48]. І тому

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						23
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

застосовується механічне сплавлення порошків вихідних компонентів. Розроблено методи одержання механічного наноструктурованого сплаву з вихідних порошків мікронного розміру [49]. Потім цей механічно сплавлений порошок компактується методами, які призводять до зростання зерна. Найбільш перспективним вважається плазово-іскрове спікання [50], також можливе застосування швидкого електричного спікання під тиском [51], спікання при високочастотному індукційному нагріванні [52], гарячого ізостатичного пресування [53], імпульсного магнітного компактування [54], що самопоширюється синтезу або селективного лазерного спікання [48]. Для уповільнення зростання насіння застосовується спеціальне легування. Найкращим сполучним для WC вважається кобальт. Переваги інших металів та сплавів при отриманні наноструктурованого матеріалу поки що не доведені.

1.5 Характеристика параметрів СЛП

Селективне лазерне плавлення визначається великим числом параметрів. Більшість їх можна розділити на 3 групи: параметри порошкового матеріалу, параметри лазерної обробки, параметри машини. До параметрів порошкового матеріалу відносяться: хімічний склад порошку, форма та розмір частинок [55], оптичні властивості, насипна щільність, термічні властивості, такі як теплопровідність, теплоємність та коефіцієнт теплового розширення [56]. І це далеко не весь перелік параметрів порошкового матеріалу, які згадуються в наукових дослідженнях та публікаціях. Оскільки хімічний склад більшою мірою визначає властивості виробу, основна частина наукових праць присвячена дослідженням властивостей виробів в залежності від хімічного складу матеріалу.

Потужність лазерного випромінювання, швидкість сканування, стратегія сканування (векторне переміщення лазерного променя і значення

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						24
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

перекриття між валиками, що сплавляються) складають групу параметрів лазерної обробки. Дані параметри впливають на продуктивність, якість виробу, залишкові напруги та мікроструктуру⁵⁷].

До параметрів машини відносяться такі параметри: довжина хвилі лазерного джерела, діаметр лазерної плями, захисна атмосфера, товщина шару, що наноситься, спосіб розстилання порошку. У більшості виробничих машин джерелом лазерного випромінювання є волоконний лазер на ітербієвому склі з довжиною хвилі 1.07 мкм, випромінювання якого добре поглинається металевим порошком. CO₂ лазер з довжиною хвилі 10,64 мкм краще використовувати для таких матеріалів, як полімери та кераміка.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						25
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТІВ

2.1 Вибір вихідних матеріалів

Як експериментальний матеріал для селективного лазерного плавлення була обрана система WC-Co. Літературний аналіз показує, що вироби з цього матеріалу мають високі механічні властивості, яке отримання методом традиційного спікання докладніше вивчено, ніж матеріалів інших аналізованих систем. Процес спікання відбувається відповідно до діаграми стану WC-Co (рисунок 2.1) [45].

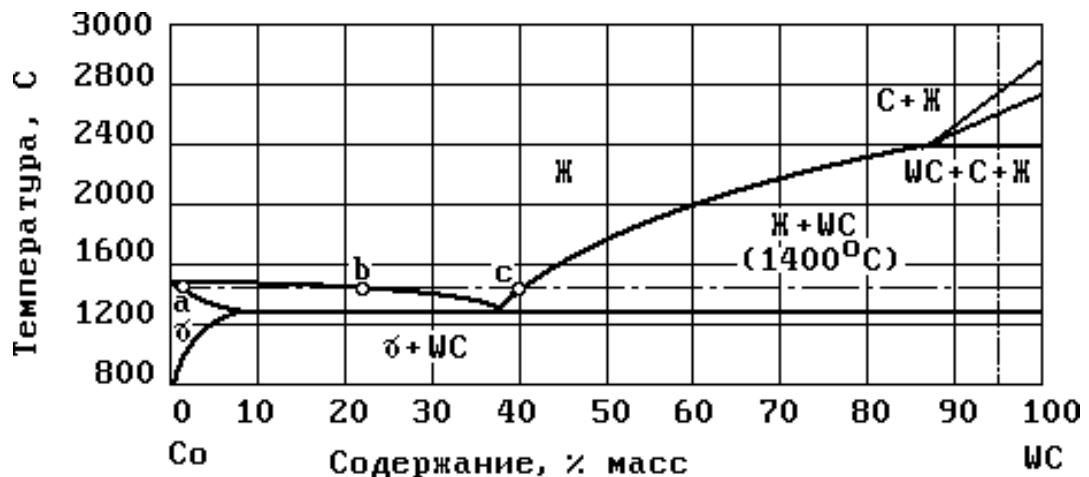


Рисунок 2.1 – Діаграма стану системи WC-Co

Вихідні матеріали. Для отримання порошків композиційних матеріалів використовувався металевий порошок кобальту та керамічний порошок зміцнюючої фази вольфраму карбиду.

Дані, представлені виробником **мікронного порошку кобальту «Пк1у»:**

кобальт у складі - 99,81% (мас.); кисень

у складі – не більше 0,25% (мас.);

еквівалентний розмір частинок основної фракції (90%) – 1 – 1,5

мкм; виробництво , "Метотехніка";

Спосіб виробництва – електроліз.

									Арк.
									26
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	МРТАМ 21.18180.00. ПЗ				

Дані, представлені виробником **мікронного порошку карбиду вольфраму WC:**

карбід вольфраму у складі – 99%
(мас.); вуглець загальний - 6% (мас.);
вуглець вільний - трохи більше 1% (мас.);
еквівалентний розмір основної фракції трохи більше
1,5 мкм; виробництво "Плазмотерм";
Спосіб виробництва – відновлення.

Дані, представлені виробником нанопорошку Co:
кобальт у складі – 99,9% (мас.);
кисень у складі – не більше 0,25% (мас.);
еквівалентний розмір частинок основної фракції – 0,08 мкм;
виробництво "Плазмотерм";
Метод виробництва – високотемпературний плазмовий синтез.

Дані, представлені виробником **нанопорошка карбиду вольфраму WC:**

карбід вольфраму у складі – 99%
(мас.); вуглець загальний - 6% (мас.);
вуглець вільний - трохи більше 1% (мас.);
еквівалентний розмір частинок основної фракції – 0,05 – 0,08
мкм; виробництво , "Плазмотерм";
Метод виробництва – високотемпературний плазмовий синтез.

Підкладками служили твердосплавні пластини марки
BK20[ГОСТ]19106-73

кобальт у складі – 20% (мас.);
карбід вольфраму у складі – 80% (мас.);
виробництво «Кіровоградський завод твердих сплавів»;
Спосіб виробництва – спікання.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						27
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

2.2 Методика дослідження вихідних матеріалів

Для споживача порошків важливо розуміти, наскільки якісний порошок був отриманий від виробника. Критичними параметрами технології адитивного виробництва є: хімічний і фазовий склад, структура, форма і розміри фракцій (важливість параметрів складно переоцінити: традиційно вважається, що перехід від одного виробника порошків до іншого вимагає перегляду технології). У порошковій металургії традиційно прийнято металеві порошки характеризувати за хімічними (хімсклад, вміст домішок, забруднень, пірофорність, токсичність), фізичним (форма, розмір, питома поверхня, справжня щільність і мікротвердість) і технологічним (насіпна щільність, плинність, ущільнюваність, формуємо) властивостями. Для практичного застосування перевіряють не всі параметри, а лише найбільш значущі для подальшої роботи та експериментальних досліджень. У ряді випадків досліджуються додаткові параметри порошків, коли потрібно уточнити, з якого порошку виріб вийде якіснішим. Для визначення форм і розмірів фракцій порошку вихідні порошкові матеріали досліджувалися методом грануломорфометричного аналізу. Хімічний склад даних порошків визначався методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (ЕРС)

2.3 Устаткування для гранулометричного аналізу.

Гранулометричний аналіз виконувався на вимірювальному устаткуванні ОССНІО 500 nano (виробник Бельгія). Оптичний грануломорфометр використовується для визначення розмірів та будови частинок від 0,400 мкм до 2000 мкм для сухого порошку на основі технології аналізу зображень. Від введення зразка до звітнього аналізу робота установки повністю автоматизована та керується за допомогою комп'ютера. Оптика та освітлення установки розроблені так, щоб

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						28
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

гарантувати найкращу роздільну здатність при більш низьких збільшеннях та запобігти спотворенню зображень. Технічні характеристики установки представлені у таблиці 2.1.

Таблиця 2.1. Технічні характеристики встановлення ОССНІО 500 nano

Характеристика	Значення
Довжина	540 мм
Ширина	540 мм
Висота основи	300 мм
Загальна висота (включаючи вежу)	720 мм
Роздільна здатність камери	6,6 млн. пікселів (2200x3000 пікселів)
Розмір пікселя	3,5 мкм
Тип лінзи	телецентричний зум
Підсвічування	лазерна
Дозвіл лінзи	від 0,38 до 4,7 мкм/піксель
Зона огляду	836x1140 мкм - 0.38 мкм/піксель 10266x14000 мкм - 4.7 мкм/піксель

Дослідження на сканувальному електронному мікроскопі проводилися за допомогою Vega 3LMN (Tescan, Чехія). Електронний мікроскоп Vega 3LMN є багатофункціональною версією з термоемісійним вольфрамовим катодом і застосовується для широкого класу наукових та технічних завдань досліджень матеріалів у режимі високого вакууму. Мікроскоп укомплектований енергодисперсійним спектрометричним детектором на дослідження хімічного складу зразків. Мікроскоп повністю автоматизований, має спеціалізоване програмне забезпечення управління та контролю, а також підготовку звітів про дослідження. Технічні характеристики мікроскопа представлені таблиці 2.2.

Таблиця 2.2. Технічні характеристики SEM Vega 3LMN

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						29
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Характеристика	Значення
Джерело електронів	вольфрамовий термокатод, що нагрівається.
Дозвіл	для детектора вторинних електронів – 2 нм; для детектора відбитих електронів – 2,5 нм

Збільшення	безперервне, від 2 × до 1 000 000
Максимальне поле огляду	7,7 мм за WD = 10 мм 24 мм за WD = 30 мм
Прискорююча напруга	від 200 до 30 кВ
Струм пучка електронів	від 1 пА (10-12 А) до 2 мкА (2 • 10-6 А)
Режими роботи	висока Дозвіл, глибина різкості, велике поле огляду
Швидкість сканування	від 20 нс до 10 мс на піксель
Вакуум	< 9 × 10-3 Па*
Столик для зразків	концентричний, автоматизований на 7 місць
Максимальна висота зразка	81 мм (без обертання столика), 60 мм (з обертанням столика)

Для визначення фазового складу порошків проводили фазовий рентгеноструктурний аналіз. Зйомка дифракційних спектрів проводилася на рентгенівському дифрактометрі PANalytical Empyrean Series 2 з використанням випромінювання CoK α .

Підготовка порошкової композиції. При підготовці порошкових композицій її складові зважувалися на лабораторних вагах Ohaus Pioneer PA4101C. Технічні характеристики ваг представлені таблиці 2.3.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						30
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Таблиця 2.3. Технічні характеристики лабораторних ваг Ohaus Pioneer PA4101C

Розмір платформи довжина	12 см
Розмір платформи ширина	12 см
Розмір платформи діаметр	12 см
Розмір пікселя	3,5 мкм
Клас точності згідно з ГОСТ 24104-01	II-(високий)
Час встановлення показань	3-5 сек

Для перемішування металокерамічних композицій використовувався автоматичний міксер Inversina 2L. Ця установка має два двигуни, по одному на кожній осі. Перемішування відбувається за рахунок руху у трьох напрямках: двох у горизонтальній площині та перевертання контейнера з порошковим матеріалом. Технічні характеристики міксера представлені у таблиці 2.4.

Таблиця 2.4. Технічні характеристики автоматичного міксера Inversina 2L

Характеристика	Значення
Вага	55 кг
Напруга	230 В, 110 В
Швидкість обертання	0-60 об/хв
Потужність	80 Вт
Заповнення судини	Макс. 15 кг

Руйнування конгломератів порошку проводилося на кульовому планетарному млині фірми Retch РМ 100. Планетарні кульові млини використовуються для подрібнення і перемішування порошків, а також мають достатню енергію для проведення механічного легування. Виникають надзвичайно високі відцентрові сили в планетарних кульових млинах при роботі дозволяють обробляти порошки

за короткий період часу. Технічні характеристики млина представлені у таблиці 2.5.

Таблиця 2.5. Технічні характеристики млина Retch PM 100

Характеристика	Значення
Початковий розмір частинок	до 10 мм
Кінцевий розмір частинок	<1 мкм
Швидкість планетарного диска	100 - 650 об/хв
Максимальна швидкість обертання склянки	1300 об/хв
Заповнення судини	2 кг

Устаткування для СЛП. Виготовлення експериментальних зразків проводилося на спеціальній лабораторній установці селективного лазерного плавлення ALAM (advanced laser additive machine) (рис. 2.2). Ця установка відповідає стандартним схемам установок селективного лазерного плавлення.



					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		32

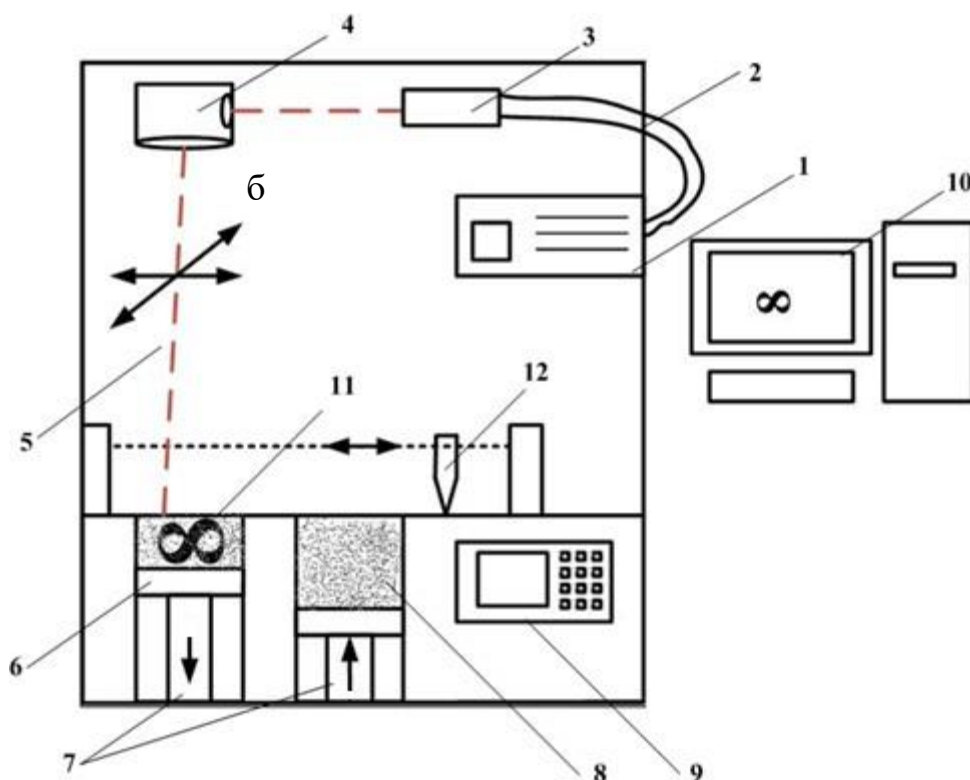


Рисунок 2.2 Схема лабораторної установки: а – загальний вигляд, б – схема: 1- Лазерне джерело; 2- оптичне волокно; 3- Коліматор; 4- Сканатор; 5- лазерний промінь; 6- Підкладка; 7– поршні; 8- Порошок; 10- Електронна лінійка; 11 - Комп'ютер; 11- виріб; 12 – ніж.

Принцип роботи установки полягає у поперемінній роботі механічної та лазерної частини. До механічної частини відносяться два поршні (7), один з яких поступальним рухом вгору подає порошок (8), а інший опускається вниз у міру нанесення порошкових шарів ножем (12). Дискретний крок двигуна, який рухає їх, може змінюватися. Рухи поршнів (7) контролюються електронною мікрометричною лінійкою (9). Виріб (11) пошарово формується на підкладки (6), у даній роботі підкладка виконана з матеріалу ВК20, описаного вище. Лазерна частина установки складається з іттербієвого оптоволоконного лазера ЛК-200-В (1) з довжиною хвилі $\lambda=1,07$ мкм. Колімований лазерний промінь (5) після коліматора (3) проходить в сканатор (4), де за допомогою рухомих оптичних дзеркал і

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						33
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

лінзи фокусує досягає зони обробки на підкладці, де формується виріб. Вирощений багат шаровий куб на технологічній підкладці показаний рисунку 2.3 (б)

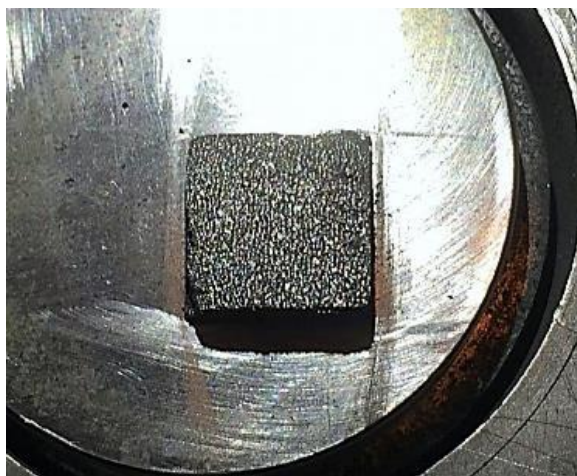


Рисунок 2.3 – Зображення сплавленого виробу на технологічній підкладці

Стратегія сканування та параметри руху лазерного променя задаються за допомогою програмного забезпечення Weldmark. Потужність лазерного випромінювання регулюється в інтерфейсі ЛК-200-В.

2.4 Методика підготовки композиційного матеріалу

Порошкова металургія по праву займає лідируючі позиції щодо темпів розвитку. Визначальними факторами є переваги, що їх пропонує порошкова металургія для виробництва функціональних виробів. Методи адитивного виробництва за допомогою лазера, такі як селективне лазерне плавлення, хоч і відносяться до порошкової металургії, але стоять особняком, у тому числі і тому, що мають підвищені вимоги до характеристик порошку, які визначаються технологічними аспектами: схема спікання, лазерний вплив і т.д. .д [61]. Виробники порошкових матеріалів досі не пропонують прийнятних варіантів щодо постачання порошкових матеріалів з необхідними характеристиками, а багато порошкових композицій знаходяться на стадії розробки. У зв'язку з переліченими вище фактами виникає необхідність спеціалізованої

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						34
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

підготовки порошкових матеріалів для одержання композицій для технології селективного лазерного плавлення. Це стосується як підготовки порошкових матеріалів за гранулометричними параметрами просіюванням або подрібненням, так і за хімічним складом шляхом перемішування порошків, механічного легування і т.д.

Одержання порошкового композиційного матеріалу проводилося методом механічного легування в кульовому планетарному млині.

фірми Retch PM 100 за схемою, представленою рисунку 2.4. Вихідні складові композиції засипаються в сталеву склянку із металевими кулями. Склянка закріплюється у спеціальному механізмі, який обертає його у 2-х напрямках: по колу та навколо власної осі. Під дією високих відцентрових сил металеві кулі перемішують і вбивають частки карбиду вольфраму більш м'який кобальт. Режими обробки вибиралися експериментально, оцінюючи наявність агломератів порошкової композиції на оптичному мікроскопі Olympus BX 51M.

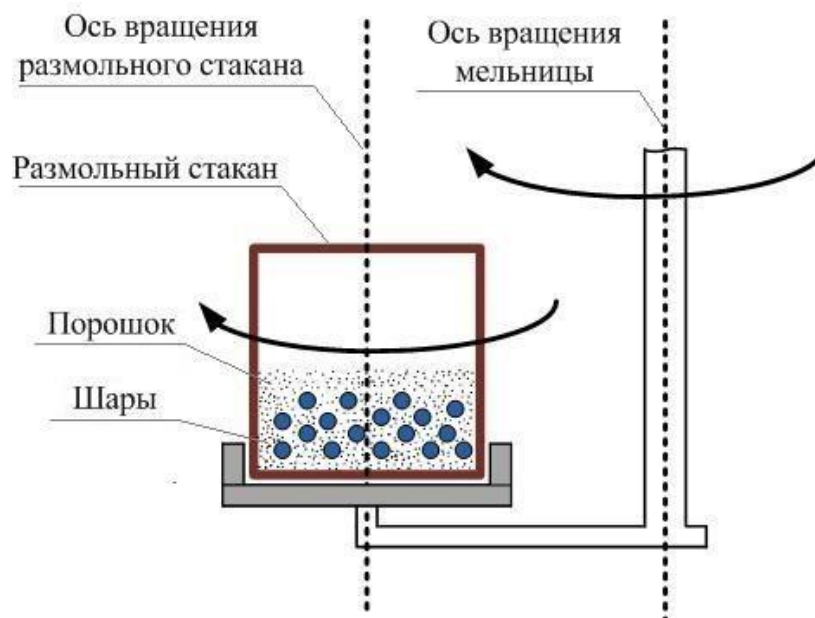


Рисунок 2.4 – Схема роботи планетарного кульового млина

2.5 Методика визначення вікна параметрів СЛП

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						35
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

композиційного матеріалу

Визначення режимів обробки проводилося чотири етапи:

- 1) Визначення режимів обробки на виготовленому матеріалі, традиційним способом.
- 2) Визначення режимів обробки під час виготовлення одиночних валиків.
- 3) Визначення режимів обробки під час виготовлення одиничних шарів.
- 4) Визначення режимів обробки під час виготовлення об'ємних об'єктів.

Цей метод дозволяє виключати незадовільні режими, тим самим звужуючи вікно технологічних параметрів, переходячи наступні етапи. Також кожен етап дозволяє визначати групу параметрів для певного об'єкта:

- одиночний валик (потужність лазерного випромінювання, швидкість сканування);
- одиничний шар (крок сканування);
- об'ємний об'єкт (товщина шару, стратегія сканування);

Для визначення вікна технологічних параметрів обробки системи WC-Co спочатку піддавалися лазерній обробці пластини твердого сплаву BK20 товщиною 5 мм. Пластини сканувалися з максимальною потужністю та різною швидкістю. Ділянки взаємодії матеріалу з лазерним випромінюванням досліджувалися у поперечному перерізі.

Після підготовки порошкового матеріалу та його дослідження, порошковий композиційний матеріал наносився на поверхню підкладки, як підкладки використовувалися ті ж пластини BK20. Для подальшого дослідження було вибрано зразки з товщиною порошкового шару від 10 до 100 мкм. Порошкові шари сканувалися лазерним променем із довжиною хвилі 1,07 мкм, діаметром лазерної плями близько 100 мкм. Потужність

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						36
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

лазерного випромінювання варіювалася від 30 до 180 Вт, швидкість сканування – від 30 до 350 мм/с. При отриманні одиничних шарів відстань між паралельними лініями сканування змінювали в межах: 100 мкм, 70 мкм та 50 мкм. При виготовленні об'ємних об'єктів використовувалася односпрямована міжшарова та різноспрямована міжшарова стратегія сканування.

Для зміни фазового складу та зняття напруги, отримані зразки піддавалися наступній термообробці в печах. Режими термообробки вибиралися експериментально, де параметрами, що змінюються були температура, час витримки і робоче середовище. Використовувалися 2 печі: вакуумна піч B53TH фірми BMT та високотемпературна трубчаста піч – GSL-1700X фірми MTE corp.

2.6 Металографічний, енергодисперсійний, рентгеноструктурні аналізи

Поверхні та поперечні перерізи отриманих валиків, шарів та об'ємних зразків вивчалися методами оптичної та електронної мікроскопії. Хімічний склад визначався енергодисперсійною рентгенівською спектроскопією за допомогою скануючого електронного мікроскопа Tescan VEGA 3 LMH. Аналіз фазового складу проводився за допомогою програмного забезпечення PANalytical High Score Plus та бази даних ICDD PDF-2. Для оцінки кількісного вмісту фаз у досліджуваних зразках використовувався напівкількісний аналіз, основу якого облік значень RIR (Reference Intensity Ratio), для фаз, які у зразку. Значення RIR вказані у картках фаз бази даних PDF-2.

Поперечні шліфи готувалися за стандартними методиками з використанням алмазної пасти та алмазних шліфувальних кіл на машині SAPHIR 550 (Німеччина).

Визначення пористості проводилося оптичному мікроскопі Olympus

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						37
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

ВХ за допомогою програмного забезпечення Stream Start. Мікроскоп, працюючий у програмі Stream Start, показаний на рисунку 2.5. Принцип програми ґрунтується на розділенні знімків поперечних перерізів зразків на 2 кольори: сірий – матеріал, чорний – пори. Мікроструктури зразків виявлялися електролітичним травленням.

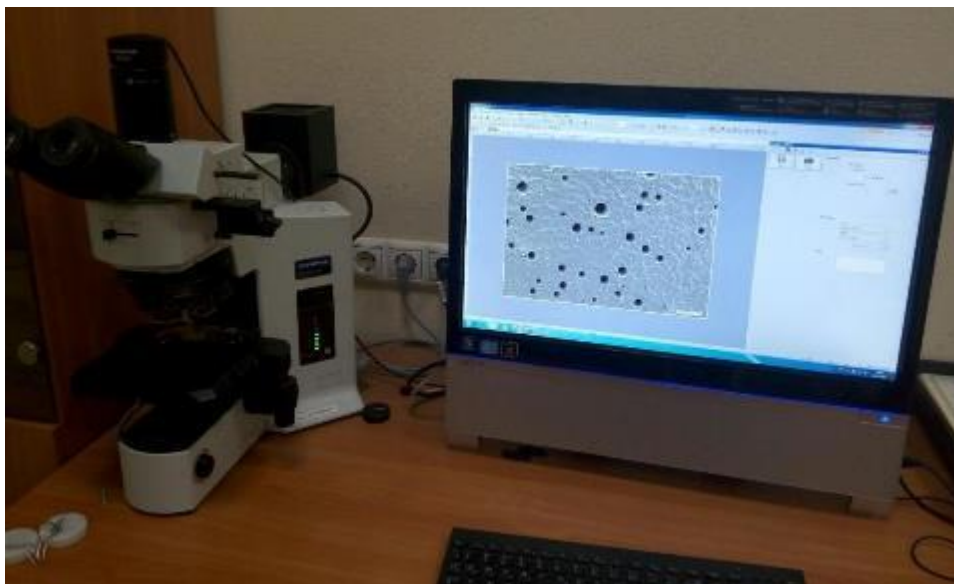


Рисунок 2.5 – Оптичний мікроскоп з програмою, що аналізує

2.7 Методика дослідження зносостійкості

Зносостійкість в умовах абразивного зношування досліджувалась за допомогою установки Calowear Anton Paar (Швейцарія) за схемою, наведеною на рисунку 2.6. Контртіло – куля із загартованої сталі діаметром 25,4 мм ковзає по поверхні зразка за рахунок обертання валу. У зону контакту кулі та поверхні зразка подається абразивна суспензія.

Використовувалися 2 види суспензії на основі карбїду кремнію з розміром фракцій 2-5 мкм та алмазна суспензія з розміром кристалів 9 мкм.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						38
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

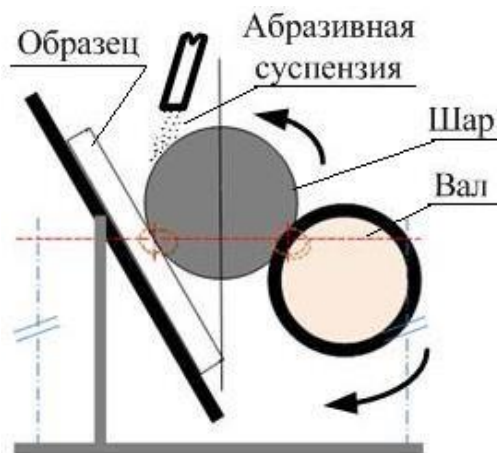


Рисунок 2.6 – Схема випробувань на зносостійкість

Випробування проводилися за нормального навантаження $F_N = 0,22 \pm 0,04$ Н, за постійної швидкості обертання валу. Кожен зразок тестувався 3 рази з різним часом випробування (111сек, 222сек і 333сек) для визначення інтенсивності зношування залежно від часу дії. Дистанція ковзання $S = 60 - 180$ м, залежно від часу дії. Обертання кулі та наявність абразивної речовини веде до утворення сферичного вилучення на тестованому зразку.

2.8 Методика дослідження мікротвердості та тріщиностійкості

Для визначення твердості та тріщиностійкості зразків використовувався мікротвердомір Qness серії Q10A, показаний на рисунку 2.7. Прилад має точне позиціонування та великий простір для проведення випробувань: високотехнологічна конструкція з анодованого алюмінію передбачає великий і добре організований простір щодо випробувань. Повністю автоматичний XY стіл із високоточною оптичною системою вимірювання (точність ± 0.001 мм) може бути обладнаний 8-позиційним тримачем зразків. Сканування контуру / Розпізнавання меж: Загальна або часткова область контуру виділяється за допомогою оптичної системи та розміщується в програмі. Після цього тестові точки можуть бути задані за кількістю чи дистанцією щодо контуру. Дана модель дозволяє проводити вимірювання точок (ділянок), що розташовані близько

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						39
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

до краю/контуру. Технічні характеристики мікротвердоміра представлені в таблиці 2.6.

Таблиця 2.6. Технічні характеристики мікротвердоміра

Характеристика	Значення
Діапазон тестових навантажень	50 гр – 10 кг
Турель	6-ти позиційна, моторизована
Програмне забезпечення	QPiX Control
Камера спостереження зразка	так
Тестовий столик	Ø 100 мм

Вимірювання проводилися в поперечних перерізах одиночних валиків, одиночних шарів та об'ємних виробів, а також на поверхнях зразків. Тріщиностійкість визначалася методом індентування [63]. При вдавлюванні в матеріал чотиригранного алмазного наконечника під впливом значної сили P , прикладеної протягом заданого часу, у ньому утворюються тріщини. На підставі величини діагоналі відбитка a і довжини тріщин, що утворюються з його кутів (рисунок 2.7), можна обчислити коефіцієнт тріщиностійкості $K1C$ за формулою [64].

$$K1C = 0,018(E/H)^{1/2}P/c^{3/2}, \quad (2.4)$$

де E – модуль Юнга (Гпа), H – твердість матеріалу за Вікерсом (Гпа), P – прикладене зусилля (Н), c – довжина тріщини, виміряна з центру відбитка (мкм), що дорівнює сумі $1/2$ діагоналі відбитка та довжини тріщини з кута відбитка.

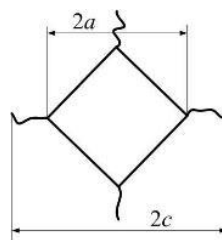


Рисунок 2.7 – Схема відбитка з тріщинами, що утворилися після індентування

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						40
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

РОЗДІЛ 3. РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЧНИХ РЕЖИМІВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ

3.1 Технологічні режими селективного лазерного плавлення композиційного матеріалу

Процес СЛП чутливий до ряду параметрів, таких як товщина порошкового шару, крок сканування, потужність, діаметр лазерної плями та швидкість сканування. У обладнанні, що використовується в роботі, ці технологічні параметри можуть змінюватися в таких межах:

- товщина порошкового шару від 10 мкм;
- крок сканування від 10 мкм;
- потужність лазерного променя до 200 Ватів;

Незважаючи на широкі межі можливої зміни кожного параметра, допустимі поєднання значень технологічних параметрів зазвичай знаходяться у вузькій області параметрів. Поза цією областю процес СЛП може бути нестійким і формувати матеріал із дефектами. Для первинної оцінки оптимального набору параметрів використовується математичне моделювання [66]. Спочатку оцінюються необхідні для моделювання властивості композиційного матеріалу, а потім проводяться розрахунки поля температури та швидкості випаровування в зоні лазерного впливу.

Розрахунки робляться для лабораторної установки ALAM, де радіус лазерного пучка становить $r_0 = 50$ мкм. Потужність лазерного випромінювання в розрахунках становить $P = 100$ Вт, а швидкість сканування v змінюється від 100 мм/с до 600 мм/с. На ньому для кожного розрахунку показано розподіл температури в двох перерізах - один по поверхні мішені, а інший - у вертикальній площині, паралельній напрямку сканування і містить вісь лазерного пучка. Видно, що при швидкості сканування 200 мм/с температура в центрі зони лазерної обробки досягає точки кипіння кобальту 3200 До, що може спричинити небажану втрату кобальту з поверхневого шару. При швидкості сканування 600 мм/с

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						41
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

максимальна температура менша, тому помітних втрат кобальту не очікується. Область усередині такої ізотерми можна умовно назвати ванною плавлення, маючи на увазі, що плавиться лише кобальтова зв'язка, а карбід вольфраму залишається у твердому стані. Зважаючи на те, що глибина переплавленої зони всього 40 мкм, такі втрати кобальту неприпустимі. Глибина видалення кобальту пропорційна енергетичним втратам і назад пропорційна швидкості сканування. Тому товщина порошкового шару повинна бути істотно меншою за глибину ванни розплаву. В даному випадку задовільний значення товщини 10 мкм, що становить приблизно половину глибини. Щоб утворився металургійний зв'язок між сусідніми валиками, крок сканування повинен бути істотно меншим за діаметр ванни розплаву. В даному випадку задовільний значення кроку 60 мкм, що приблизно вдвічі менше діаметра ванни розплаву.

3.2 Перевірка моделі на прикладі розробки раціональних режимів СЛП сплаву ВК20

Для дослідження лазерного випромінювання на матеріал WC-Co та визначення параметрів лазерного випромінювання використовувалися пластини ВК20. Розмір та загальний вигляд пластин показаний на рисунку 3.1.

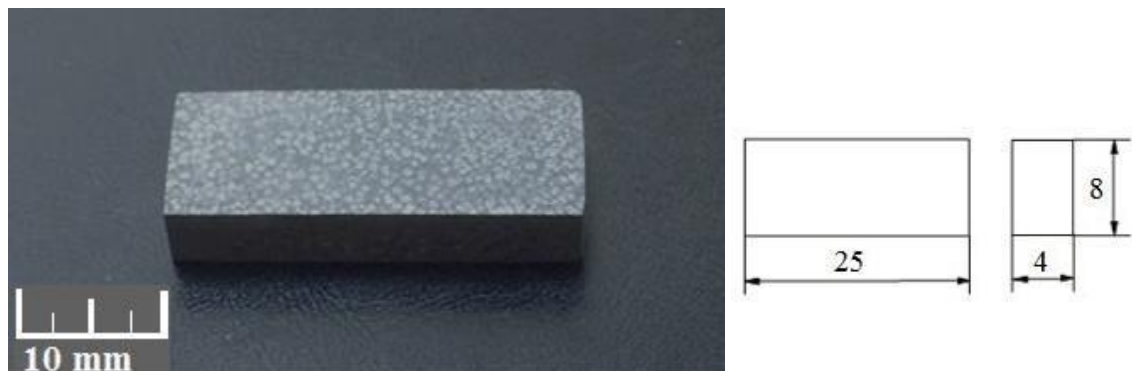



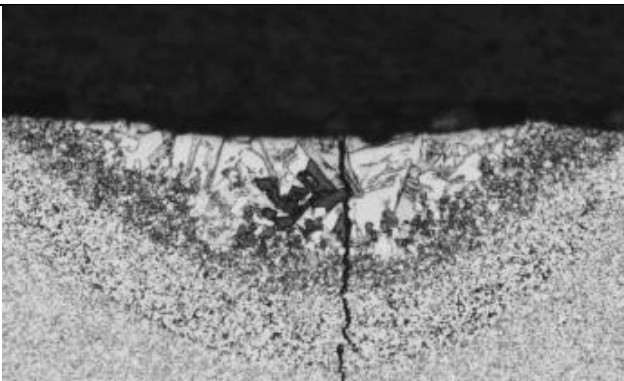
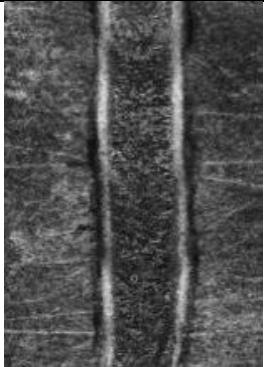
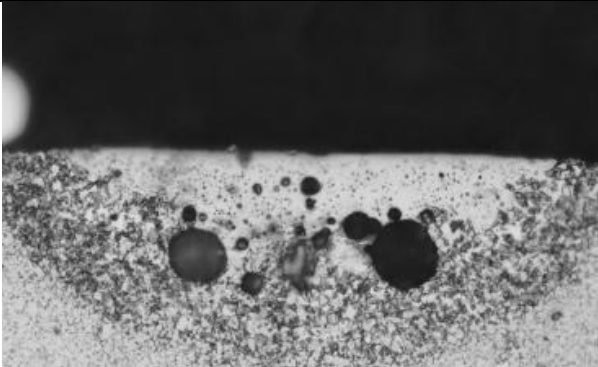
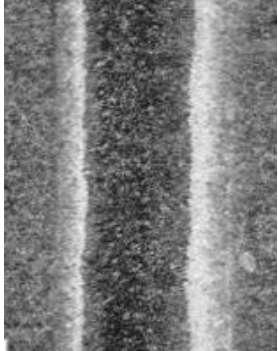
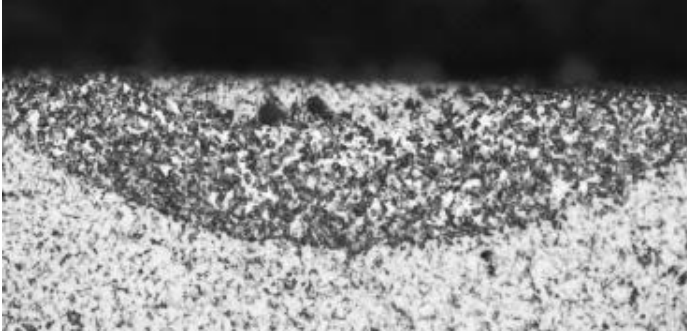
Рисунок 3.1 - Загальний вигляд пластин ВК20

Застосовувався іттербієвий волоконний лазер безперервної дії IPG

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						42
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

ЛК-200В з діаметром плями лазера 104 мкм. Обробка зразків проводилася за потужності, прийнятої в розрахунках 100 Вт. Твердосплавні пластини оброблялися одиничними проходами лазера поверхнею з різними швидкостями сканування. Оброблена поверхня спочатку розглядалася оптичним мікроскопом, а найбільш перспективні зразки розрізалися перпендикулярно і вивчалися в поперечному перерізі. Результати експерименту зведено до Таблиці 3.1.

Таблиця 3.1 - Зразки після проходу лазера по підкладці

№ зразка	Вид зверху	Поперечний переріз
1(швидкість сканування V=100 мм\с, потужність випромінювання P=100 Ватт)		
2(швидкість сканування V=150 мм\с, потужність випромінювання P=100 Ватт)		
3(швидкість сканування V=300 мм\с, потужність випромінювання P=100 Ватт)		

На знімках поперечного перерізу зразків видно 3 зони термічного впливу: вихідний матеріал, зона переплаву легкоплавкого компонента та зона переплаву композиції. Дані зони розділені пунктирними лініями, показані рисунку 3.2.

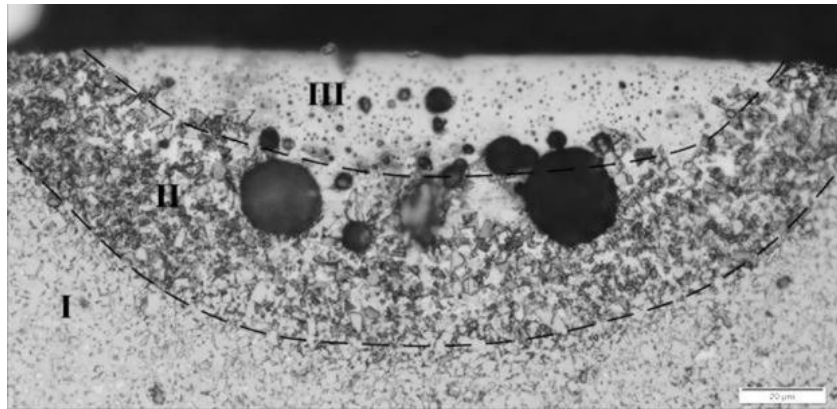


Рисунок 3.2 – Температурні зони. I - вихідний матеріал, II – зона переплаву легкоплавкого компонента, III – зона переплаву композиції

Через зростання карбідних включень у зразку № 1 утворилася поздовжня тріщина. У зразку № 2 у зоні переплаву композиції карбіди вольфраму переплавилися з кобальтовою матрицею. У зразку № 3 зона переплаву композиції менша за розмірами з іншими зразками.

При тривалому температурному впливі змінюється як структура матеріалу, а й співвідношення хімічних елементів. Випаровування металевої зв'язки під час лазерної обробки призводитиме до неоднорідності хімічних елементів у одиничних валиках, одиночних шарах, а згодом і у виробках.

Вміст кобальту сильно варіюється між зонами термічного впливу зразків, що говорить про його випаровування.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						44
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

РОЗДІЛ 4. РОЗРОБКА ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ СЛП

4.1. Результати дослідження вихідних порошків

Гранулометричний аналіз виконувався для мікронного порошку Co і мікронного порошку WC. Результатами дослідження стали гранулометричні характеристики порошків, розподіл розмірів порошків, зображення форми частинок. Дослідження з використанням оптичної гранулометрії нанопорошку WC і нанопорошка Co не проводилися, т.к. можливості устаткування для гранулометричного аналізу неможливо визначити розмірність порошку, заявлену виробником. Аналіз гранулометрії проводився вручну із використанням електронного мікроскопа.

Порошки досліджувалися послідовно. Опис результатів дослідження наведено нижче.

4.1.1 Мікронний порошок кобальту

Порошок сірого кольору, що має схильність до комкування (через малий розмір частинок порошку). Частинки мають неправильну форму, трохи витягнуту, що складається з округлих частинок без підвищеної шорсткості поверхні (рисунки 4.1 - 4.3). Досліджені характеристики зведені в таблиці 4.1.

Таблиця 4.1. Характеристики мікронного порошку Co

Параметр	Значення
Усього досліджено частинок	263654 шт
Гранулометрія	+1 -7 мкм
Середній розмір часток	2 мкм
Форма	неправильна
Хімічний склад	99% Co (сліди Si, Cu, Ni, Fe, C, O)
Структура	литий матеріал

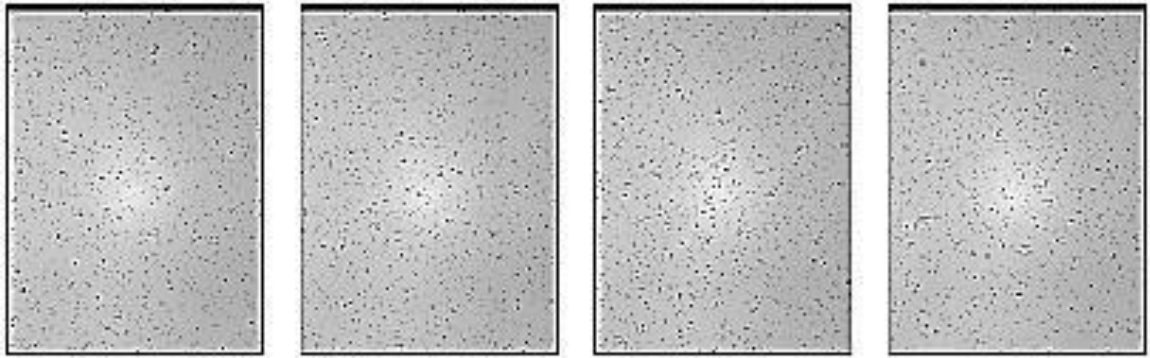


Рисунок 4.1 – Фотографії розстилання мікронного порошку С

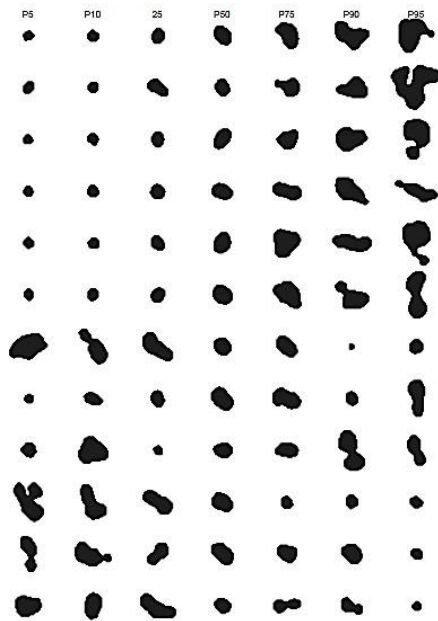


Рисунок 4.2 – Форми частинок дослідженого порошку

Отримані дані показують, що порошок має розмір основної фракції 1-3 мкм, що відповідає заяві виробника. У той же час, при розстиланні зазначено кілька грудок порошку, який або статистично виключився з розгляду, або не потрапив у зону контролю. Гранулометрія має близьке до гаусового розподілу з максимумом 3-4 мкм. Середній розмір фракції становив 4 мкм. Мінімальний розмір часток – 0,5 мкм, максимальний – 6,95. Кількість частинок менше 5 мкм становило 76% від загальної кількості. Як видно з Рисунка 4.2, форма частинок то, можливо іррегулярной, що пояснюється шляхом виробництва. Слід зазначити, що установка не розрізняє частинки, що злиплися, тому певний внесок в іррегулярність форми може бути

віднесений на рахунок комкування. Вихідні фракції мають округлу форму частинок. Поверхня гладка, структура основного металу схожа на структуру литого металу.

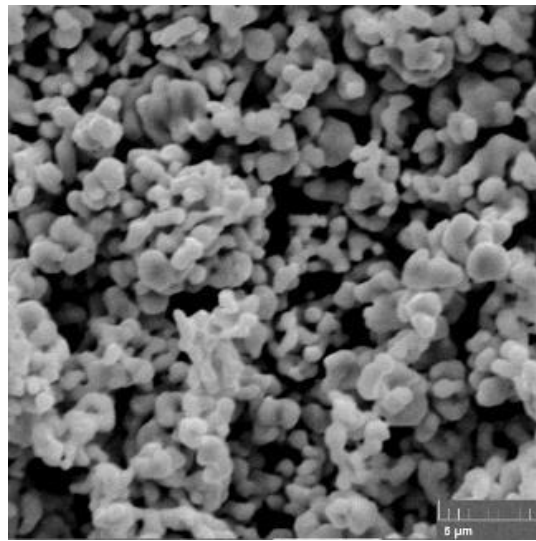


Рисунок 4.3 – Загальний вигляд мікронного порошок Со

Представлені фотографії однозначно свідчать про іррегулярності форми частинок, що є наслідком методу виготовлення порошку. Також видно, що окремі частинки не більше ніж 2 мкм. Така форма частинок з розвиненою поверхнею може збільшувати насипну густину та насипну вагу порошку. Результати дослідження хімічного складу методом ЕРС представлено на рисунках 4.4 та 4.5.

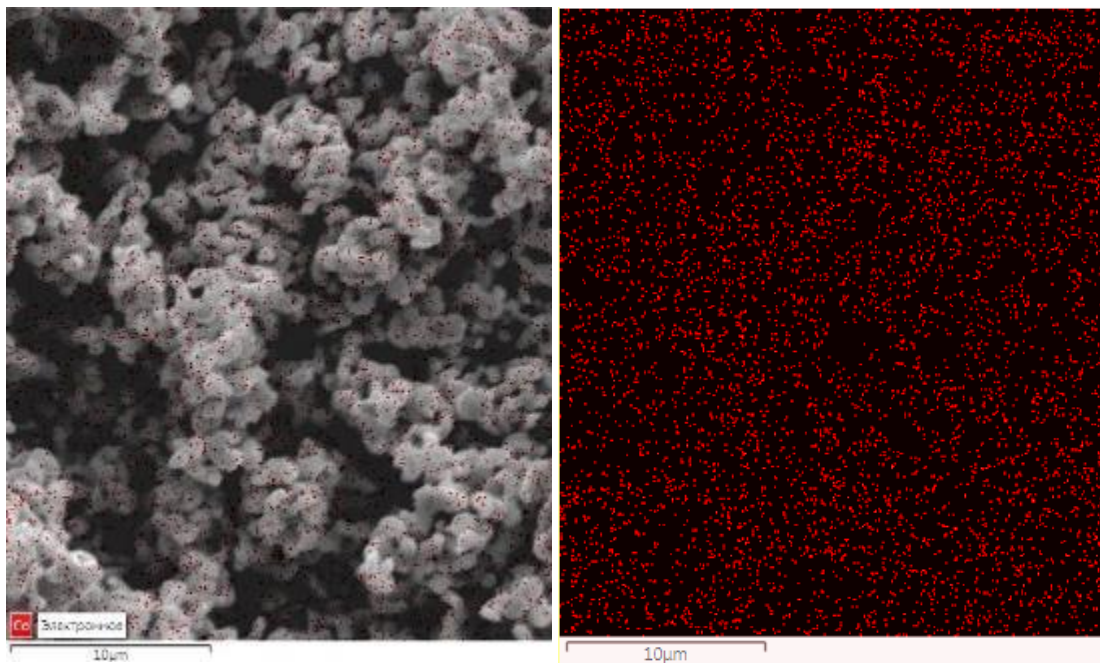


Рисунок 4.4 – Фотографії розподілу хімічних елементів у мікронному порошок Со (червоний – кобальт)

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						47
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Енергодисперсійний аналіз показав наявність кобальту у порошку 99,1% та похибка визначення порядку 0,5%. При вільному визначенні елементів було знайдено сліди кремнію, міді, нікелю, заліза, вуглецю та кисню менше 0,1%, що збігається із заявою постачальника про наявність у ньому слідів перерахованих елементів.

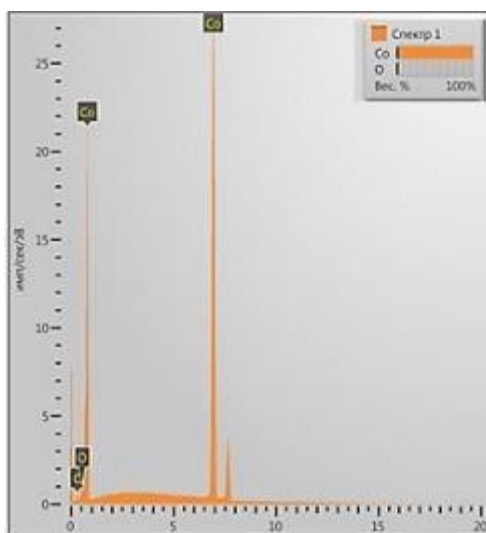


Рисунок 4.5 – Енергодисперсійний спектр мікронного порошку Co

Розподіл елементів рівномірний. Під час проведення досліджень із гранулометричного аналізу відзначено злипання порошку, що могло призвести до спотворення результату. Результати досліджень методом скануючої електронної мікроскопії підтверджують комкування частинок і, можливо, менший розмір основної фракції.

4.1.2 Мікронний порошок карбиду вольфраму

Порошок чорного кольору, що знаходиться у формі грудок і не поділяється без механічного впливу. Форма частинок як багатогранників. Поверхня частинок гладка (за зображенням електронного мікроскопа, що сканує). Досліджені характеристики порошку зведені у таблиці 4.2.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						48
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Таблиця 4.2. Характеристики мікронного порошку WC

Параметр	Значення
Усього досліджено частинок	216452 шт
Гранулометрія	+1 - 5 мкм
Середній розмір часток	3,35 мкм
Форма	багатогранники
Хімічний склад	99,5% WC (сліди O)
Структура	литий матеріал

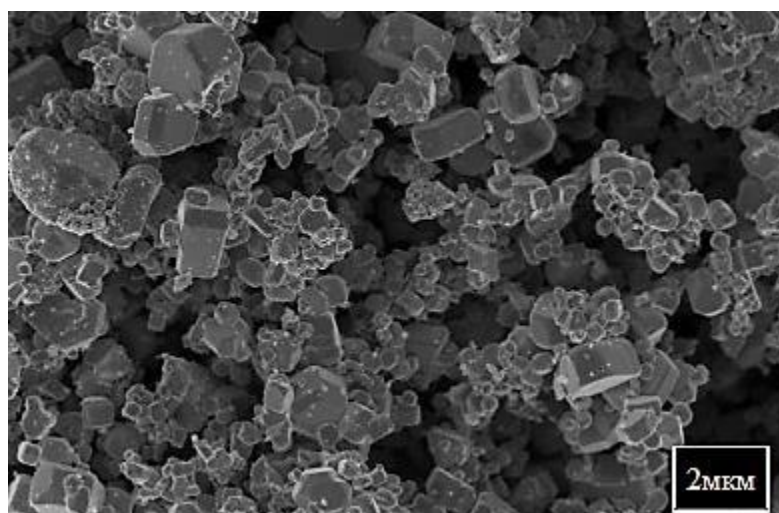


Рисунок 4.6 – Загальний вигляд мікронного порошку WC

Порошок виявився сильно агломерованим, що є наслідком наявності субмікронної фракції (рис. 4.6). З цього Рисунок видно, що окремі фракції менше 1,5 мкм, що є доказом заявленого виробником. Вимірний середній розмір фракції WC Рисунок 4.6 становив 800 нм. Різниця в середньому розмірі фракції WC при гранулометричному аналізі і вимірним по знімку пояснюється тим, що установка не розрізняє частинки, що злиплися, тому конгломерат фракцій визначає як одну більшу фракцію.

Дослідження хімічного складу методом енергодисперсійного аналізу показано Рисунок 4.7.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						49
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

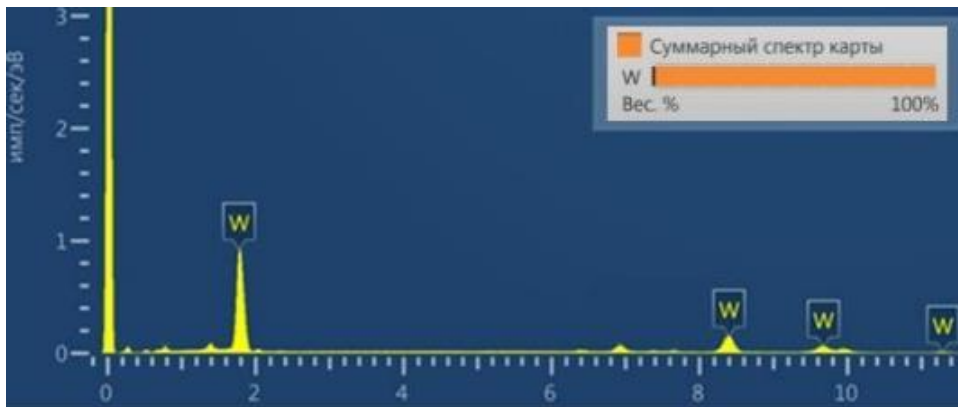


Рисунок 4.7 – Энергодисперсійний спектр мікронного порошку WC

4.1.3 Нанопорошок кобальту

Порошок кобальту Co - металевий порошок сірого кольору, що знаходиться у формі грудок, що не поділяються без механічної дії. Поверхня частинок гладка (за зображенням електронного мікроскопа, що сканує). Розмір показаних на рисунку 4.8 частинок порошку менше 100 мкм, що відповідає заявленому виробником розміру. Частинки мають неправильну форму, трохи витягнуту, що складається з округлих частинок меншого розміру, без підвищеної шорсткості поверхні. При вільному визначенні елементів знайшли сліди нікелю, заліза, менше 0,1%, що збігається із заявою постачальника про наявність у ньому слідів перерахованих елементів. Розподіл елементів рівномірний (аналіз був утруднений через засвітлення частинок порошку та його малих розмірів).

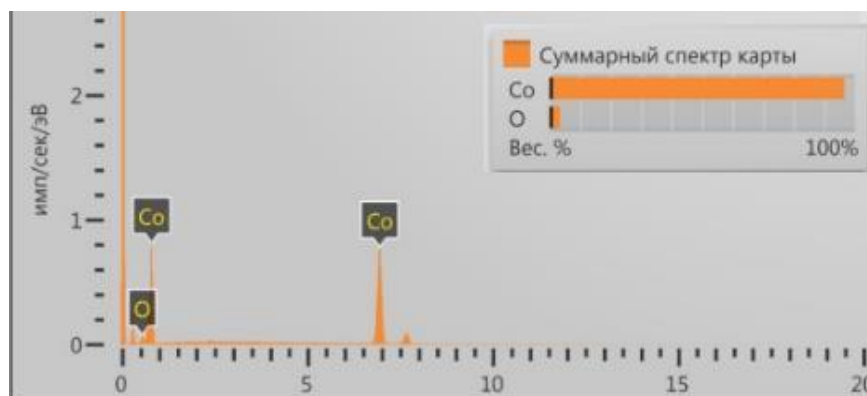


Рисунок 4.8 – Энергодисперсійний спектр мікронного порошку Co

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						50
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

4.1.4 Нанопорошок карбіду вольфраму

Порошок карбіду вольфраму WC – керамічний порошок чорного кольору, що знаходиться у формі грудок і не розділяється без механічної дії (рисунки 4.9, 4.10). Форма частинок неправильна або округла (форми, близькі до багатогранника або овалу). Поверхня частинок гладка (за зображенням електронного мікроскопа, що сканує). Отримані знімки дозволяють оцінити розмір та форму порошку (рисунок 4.10).

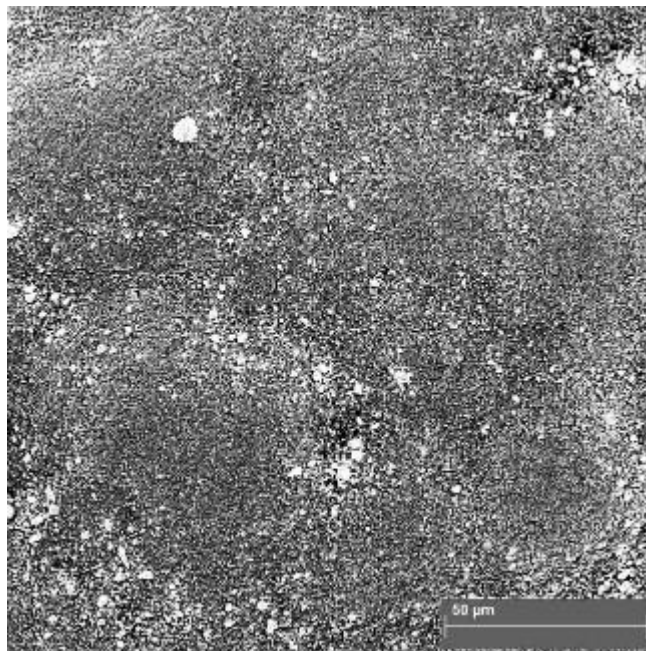


Рисунок 4.9 – Загальний вигляд нанопорошку WC

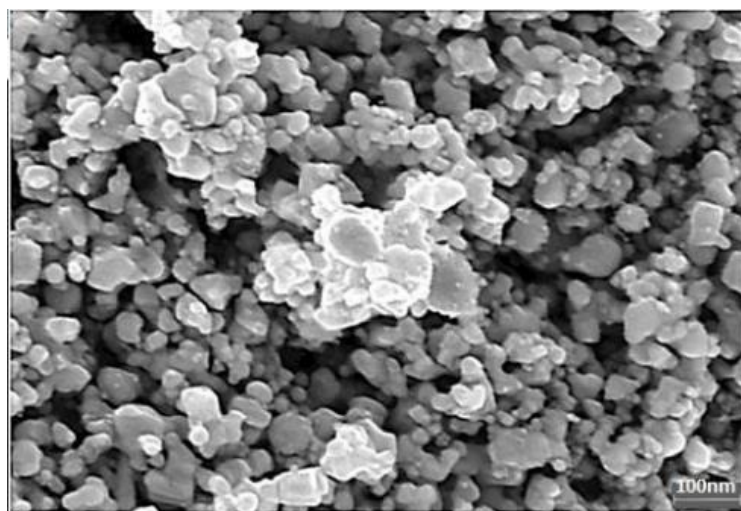


Рисунок 4.10 – Знімки СЕМ нанопорошку WC

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						51
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Таким чином, слід констатувати, що порошок опинився в сильно агломерованому вигляді, що є прямим наслідком його нанорозмірності, але характером окремих розмірів частинок, можна

дійти невтішного висновку, що порошок задовольняє даним, заявленим виробником. Результати дослідження хімічного складу методом ЕРС представлені на Рисунок 4.11 та 4.12.

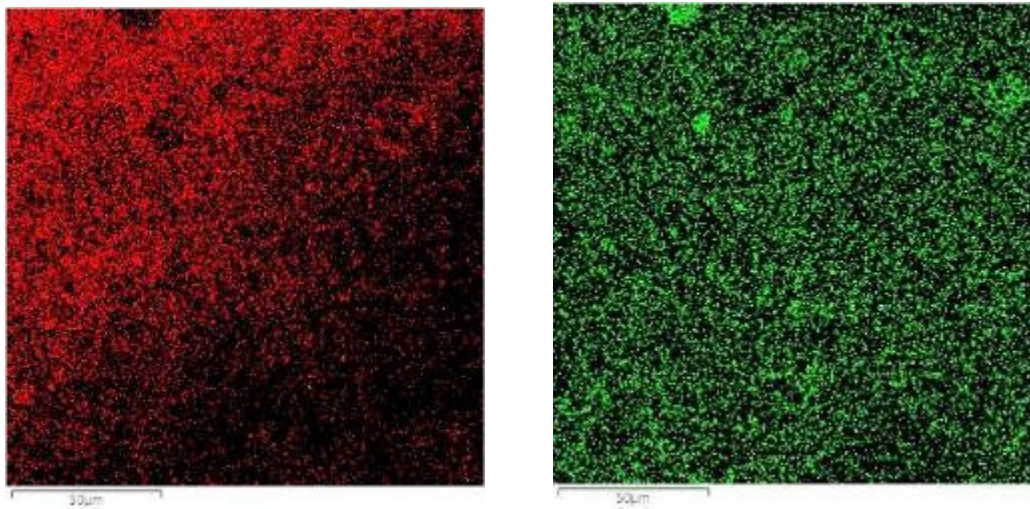


Рисунок 4.11 – Фотографії розподілу хімічних елементів у нанопорошку WC. Лівий Рисунок - розподіл вуглецю (червоний - вуглець), правий – розподілення вольфраму (зелений - вольфрам)

Енергодисперсійний аналіз показав суворі лінії вольфраму та вуглецю. Показано переважний вміст вольфраму у порошку – 93% (мас.) при похибці менше 1,5%. Наявність великої кількості вуглецю пояснюється наявністю 6% (мас.) вуглецю у поєднанні карбіду вольфраму, а також впливом підкладки, яке неможливо виключити через умови методики проведення експерименту.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						52
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

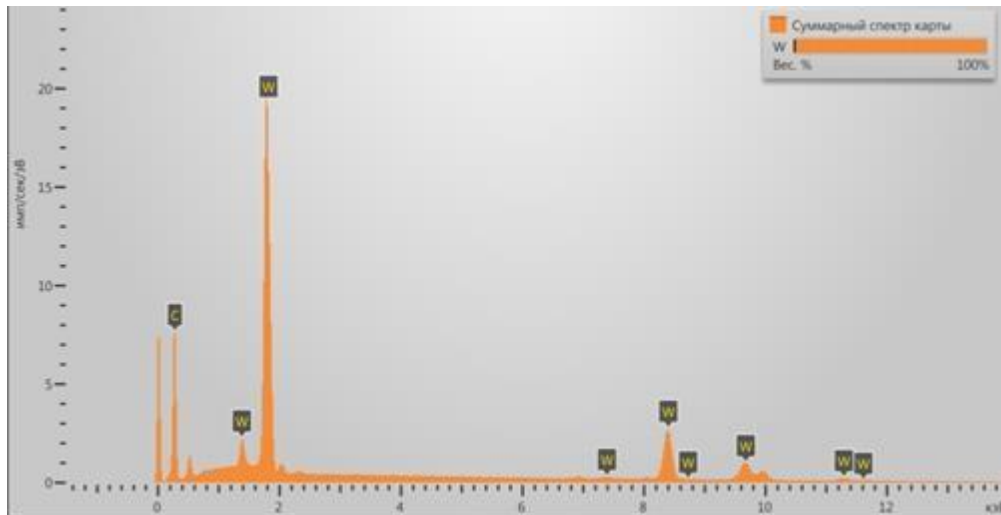


Рисунок 4.12 – Энергодисперсійний спектр нанопорошку WC

4.2 Приготування порошкових сумішей із вихідних компонентів

Вихідні порошки мікронного Co і нанопорошку WC змішувалися в автоматичному міксері Inversina 2L у трьох пропорціях:

- 1) 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co,
- 2) 50% (за масою) WC і 50% (за масою) Co,
- 3) 75% (за масою) WC та 25% (за масою) Co.

Також змішувалися вихідні порошки мікронного порошку WC та нанопорошку Co в пропорції: 94% (за масою) WC та 6% (за масою) Co.

Далі ці суміші досліджувалися на сканувальному електронному мікроскопі (SEM).

Суміші до обробки. Після змішування вихідних порошків між собою, відбувається сильне комкування отриманих сумішей, що утруднює застосування таких композицій в процесі СЛП через складності механічного розрівнювання, і як показано на рисунку 4.13, суміші мають неоднорідний хімічний розподіл.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						53
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

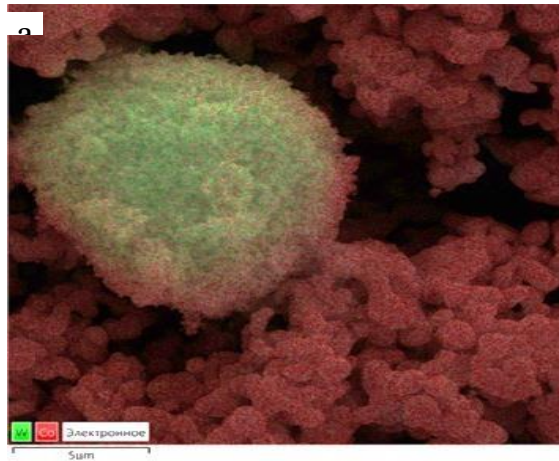
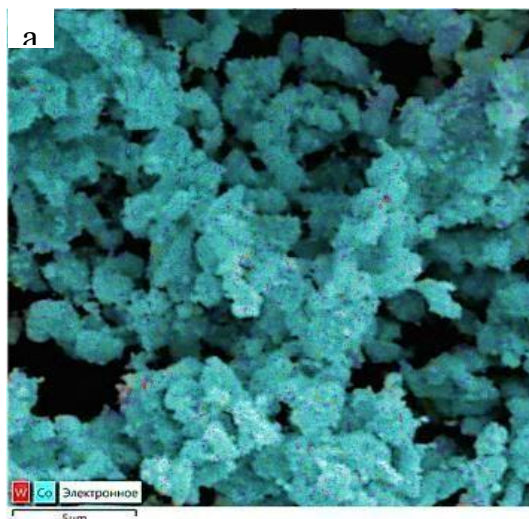


Рисунок 4.13 – Розподіл елементів у необробленій суміші 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co

Суміші після обробки. Процес розбивки агломератів та рівномірного розподілу компонентів виглядав наступним чином. Порошкова суміш 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co із загальною масою 100 грам поміщалася в розмольний склянку об'ємом 500 мл разом з кулями, що мелють діаметром 10 мм в кількості 100 штук. Перемішування в кульовому млині тривало 2 години зі швидкістю обертання 200 обертів на хвилину. Зображення обробленої порошкової суміші показано Рисунку 4.14.



					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						54
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

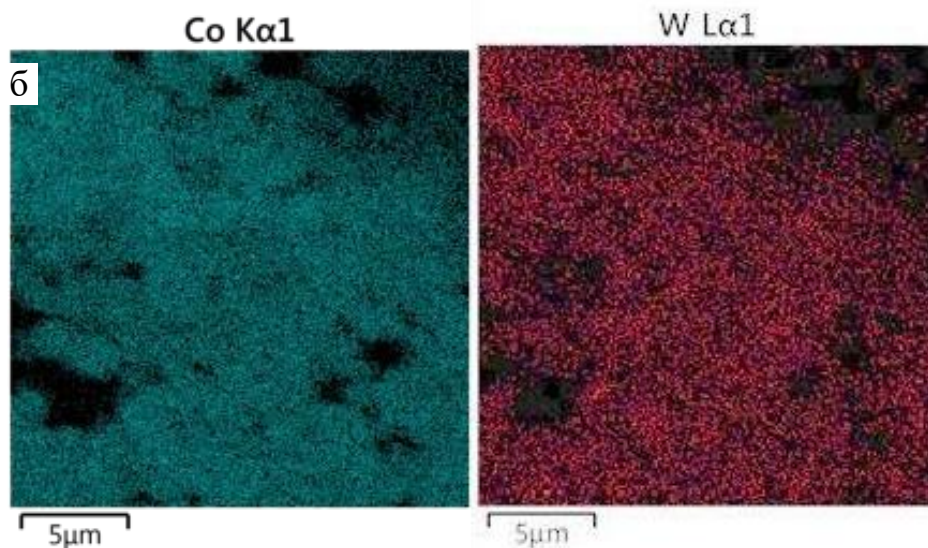


Рисунок 4.14 – Розподіл елементів у композиції 25% (за масою) WC та 75%(за масою) Co після обробки у кульовому млині (а) загальний розподіл, (б) розподіл окремих елементів. Лівий Рисунок - розподіл кобальту (блакитний - кобальт), правий - розподіл вольфраму (червоний - вольфрам)

На зображеннях видно, великі конгломерати частинок порошку розбиті, і частинки кобальту, рівномірно опудрені карбідом вольфраму. Обробка у кульовому млині змінила розподіл частинок вихідних компонентів, окремі частинки практично не змінилися. Це дозволяє говорити, що після обробки в кульовому планетарному млині, суміш придатна для подальшої лазерної обробки.

РОЗДІЛ 5. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗРАЗКІВ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ СЛП

5.1 Дослідження впливу параметрів процесу селективного лазерного плавлення на геометричні характеристики одиночного валика

Результатами експериментів стали отримані зразки одиночних валиків, одиничних шарів та об'ємних кубоїдів [75-78]. На рисунку 5.1 показані поперечні перерізи типових зразків одиночних валиків та одиничних шарів, отриманих методом СЛП. Зразки отримані за різного варіювання параметрів процесу. Параметри вказані у підписах до Рисуноків: H – товщина порошкового шару, P – потужність лазерного випромінювання, V – швидкість сканування, s – крок сканування.

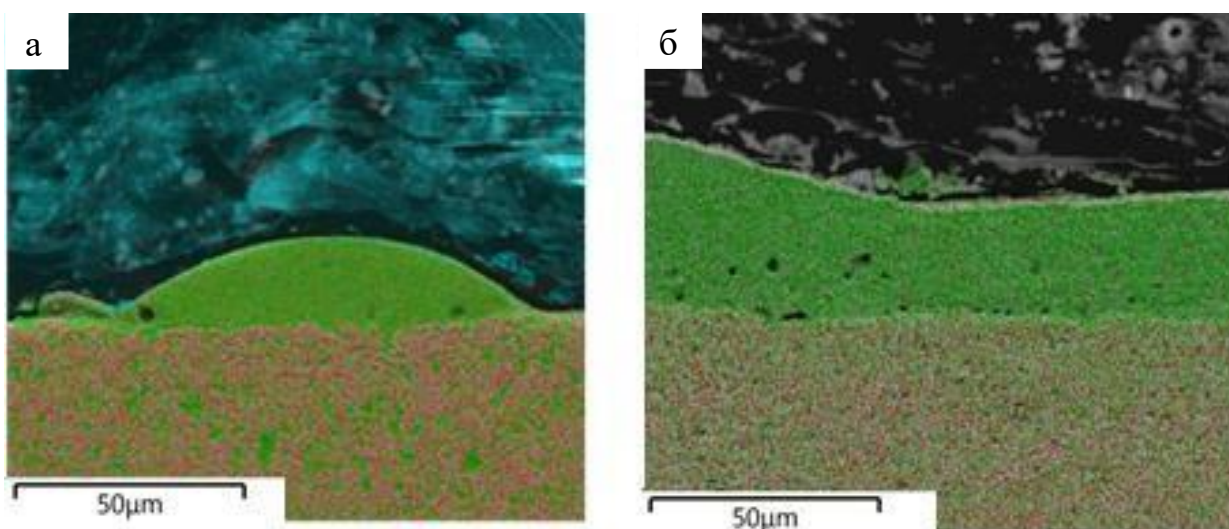


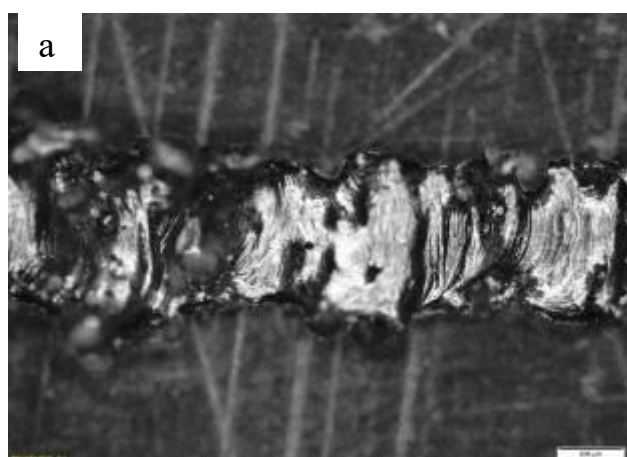
Рисунок 5.1 - Поперечні перерізи сплавлених зразків із суміші 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co: (а) одиночний валик при $H = 20$ мкм, $P = 70$ Вт, а $V = 300$ мм/с; (б) моношар при $H = 35$ мкм, $P = 70$ Вт, $V = 300$ мм/с, $s = 50$ мкм

Одиночний валик є елементарною одиницею методу селективного лазерного плавлення. Процес СЛП можна розглядати як сукупність валиків

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						56
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

для формування шару та сукупність шарів для формування виробу. Отже, знайдені параметри, у яких виходять стабільні валики, будуть раціональними параметрами отримання одиночного шару.

Визначення технологічного вікна для отримання стабільних одиночних валиків проводилося за трьома параметрами: товщина порошкового шару, потужність лазерного випромінювання, швидкість сканування. Результати зовнішнього огляду та дослідження поперечного перерізу валиків методами металографічного аналізу показали, що зі зменшенням товщини нанесеного шару порошку геометрія перерізу валика правильніша, у той час як при високому параметрі товщини шару валики мають рельєфну поверхню з металевими наростами на кордонах. Зображення валиків наведено Рисунку 5.2.



					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						57
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

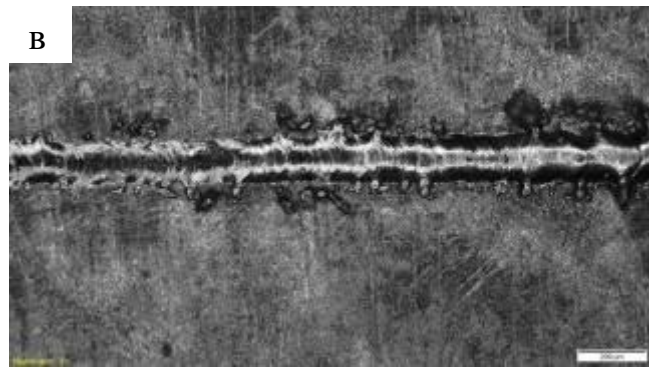


Рисунок 5.2 - Поодинокі валики із суміші 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co, сплавлені з різною товщиною нанесеного порошкового шару: а) товщина шару 70 мкм; б) товщина шару 50 мкм; в) товщина шару 20 мкм

Раціональною величиною товщини шару, що наноситься була обрана товщина 20 мкм т.к. нанесення тоншого шару механічно важко системою розрівнювання машини, а збільшена товщина вимагає більшої потужності лазерного випромінювання або зниження швидкості сканування, що може призвести до перегріву та подальшого розтріскування.

Зовнішній огляд валиків із суміші 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co, показаних на рисунку 5.3, виявив, що в діапазоні швидкостей сканування від 30 до 300 мм/с при постійній потужності 70 Вт усі вони задовільної якості. Тим не менш, видно, що зі збільшенням швидкості кількість дрібних неоднорідностей зменшується, а геометрія валика стає одноріднішою (ширина валика, висота). Підвищення швидкості сканування знижує перегрів матеріалу та підвищує продуктивність, але при швидкостях вище 300 мм/с валик не має міцного металургійного контакту з підкладкою.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						58
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

$v = 270 \quad 240 \quad 210 \quad 180 \quad 150 \quad 120 \quad 90 \quad 60 \quad 30 \text{ мм/с}$

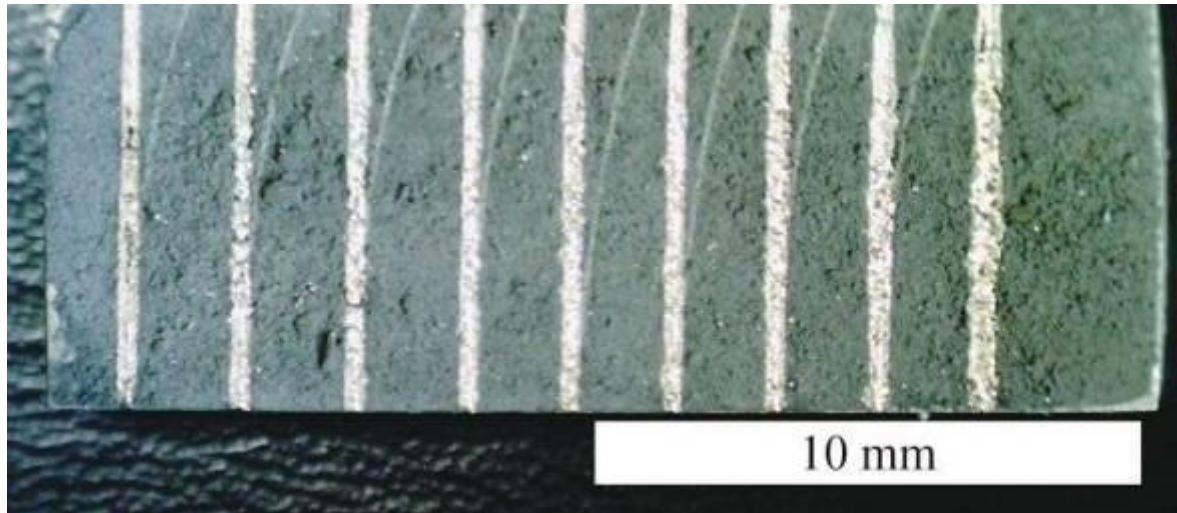


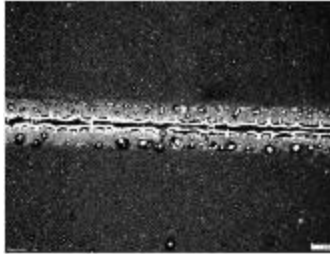
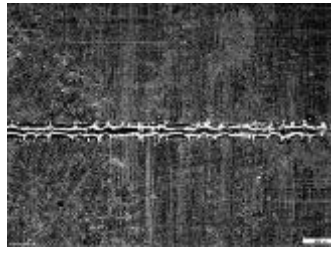
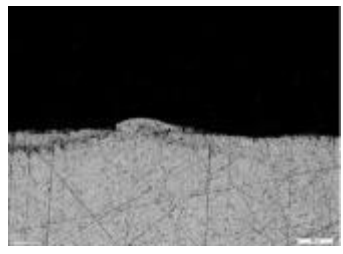
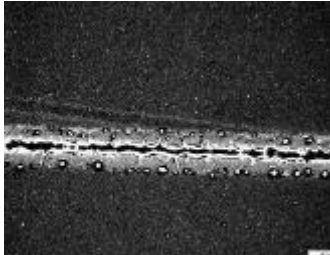
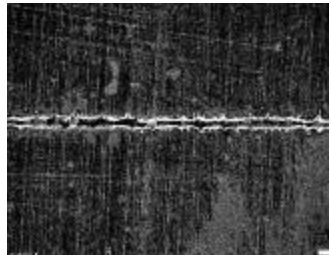
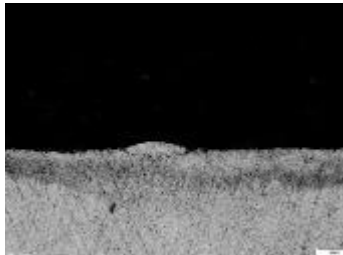
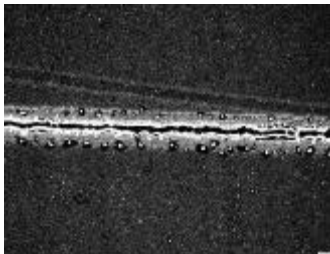
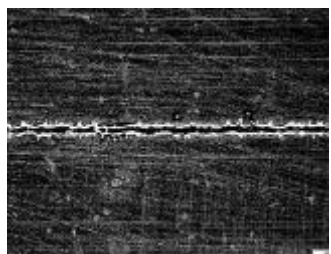
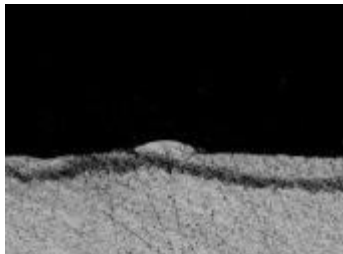
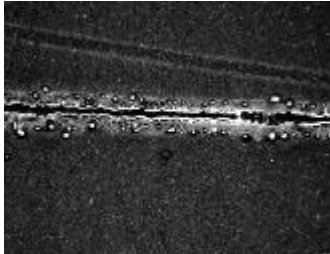
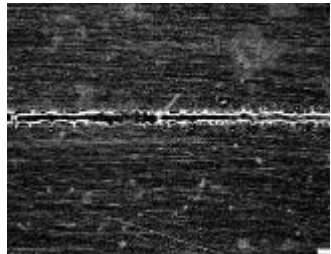
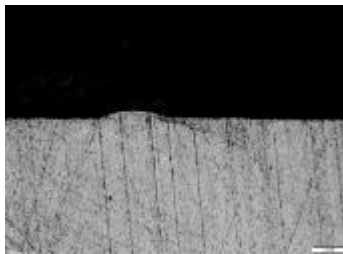
Рисунок 5.3 – Сплавлені одиночні валики із суміші 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co при $H = 50 \text{ мкм}$, $P = 70 \text{ Вт}$, і V від 30 до 270 мм/с (зазначено вище)

При захопленні потужності випромінювання від 70 Вт до 150 обернено пропорційно змінюється висота сплавленого валика, що пояснюється випаром матеріалу. Експериментально виявлено, що висота сплавленого валика в 1,5 рази менша від нанесеного шару при потужності від 50 до 100 Вт. При потужності 150 Вт висота валика менше в 4 рази. При потужності менше 50 Вт валик має острівцеву форму і подекуди не має контакту з підкладкою, що говорить про недостатню енергію для переправлення матеріалу.

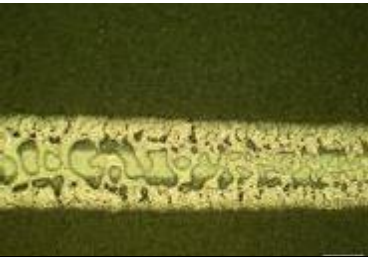





Ідентична методика отримання одиночних валиків та дослідження застосовувалася до порошкових сумішей: 50% (за масою) WC та 50% (за масою) Co, 75% (за масою) WC та 25% (за масою) Co, 94% (за масою) WC і 6% (за масою) Co. Зображення валиків з даних сумішей наведено у таблицях 5.1, 5.2 та на рисунку 5.4.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						59
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Таблиця 5.1. Поодинокі валики з композиції із співвідношенням компонентів: 50% (за масою) WC і 50% (за масою) Co

Параметр ы зразка	До видалення порошку	Після видалення порошку	Поперечний переріз
P = 50ВТ, V = 240 мм/с			
P = 70ВТ V = 210 мм/с			
P = 70ВТ V = 240 мм/с			
P = 70ВТ, V = 270 мм/с			

Таблиця 5.2. Подинокі валики до опозиції з співвідношенням компонентів: 75% (за масою) WC та 25% (за масою) Co

Режими	До видалення порошку	Після видалення порошку
P=33 Вт, V=60 мм/с		
P = 33Вт, V = 90 мм/с		
P=50 Вт, V=150 мм/с		

Склад 75% (за масою) WC та 25% (за масою) Co досліджувався в діапазонах потужності від 33 до 100 Вт та швидкості від 60 до 300 мм/с. Всі одержані валики мають острівцевий характер і слабо тримаються на підкладці.

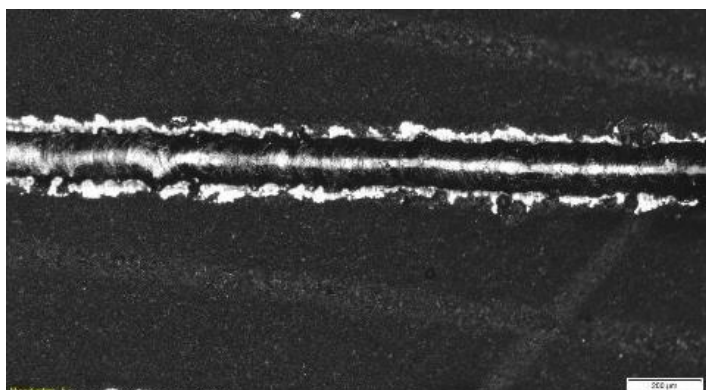


Рисунок 5.4. Одиночний валик з 94% (за масою) WC та 6% (за масою) Co

Такий результат пояснюється розмірністю компонентів порошку. Нанорозмірний порошок кобальту має розвинену поверхню і, як результат, температуру плавлення нижче, ніж мікронного, що забезпечує можливість отримання рідкої ванни розплаву з рівномірним розподілом нерозплавлених мікронних частинок WC при нижчих температурах. Зниження температури плавлення наночастинок порошоків описано в роботах [79-81]. Найбільше зниження температури плавлення визначено для наночастинок сульфїду кадмію CdS. Автором вдалося знизити температуру плавлення з 1650 до 400 К (для частинок радіусом від 1 нм до 4) [82]. В роботі [83] Досліджувався вплив розміру частинок на температуру плавлення золота. Істотне зниження температури плавлення (більше 100 градусів) встановлено для часток розміром менше 10 нм. З літературних даних відомо, що спікання нанопорошку кобальту із середнім розміром фракції в 40 нм проводилося при температурі 803 К, час як мікронний порошок кобальту починає спікатися при 883 К [84]. В роботі [85] зазначено, що температура спікання наночастинок залежить не тільки від розміру частинок, а й від розподілу, чим ширший розподіл, тим вища температура спікання. Так нанопорошки кобальту, що мають однакові середні розміри частинок, але сильно відрізняються за шириною розподілу частинок за розмірами, починають спікатися при різних температурах.

Таким чином, для сумішей: 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co; 50% (за масою) WC та 50% (за масою) Co; 94% (за масою) WC та 6% (за масою) Co раціональними режимами є такі параметри:

- швидкість сканування – 300мм/с,
- товщина порошкового шару – 20 мкм,
- потужність лазерного випромінювання 50-70Вт.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						62
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

5.2 Дослідження впливу параметрів процесу селективного лазерного плавлення на шорсткість одиничного шару

Якість поверхневого шару одна із найважливіших аспектів при побудові об'ємних виробів методом СЛП. Поверхня кожного шару буде підкладкою для наступного. Тому потрібно вибирати такі режими обробки, при яких шорсткість поверхні шару буде мінімальною. Визначення шорсткості поодиноких шарів проводилося на профілометр Mahr Pocket Surf III. Показання профілометра занесено до таблиці 5.3.

Поодинокі шари на полірованій підкладці показані Рисунку 5.5.

Параметри одиничних шарів:

зразок «а»-потужність лазерного випромінювання – 50 Вт, швидкість сканування – 300 мм/с;

зразок "б" - потужність лазерного випромінювання - 60 Вт, швидкість сканування - 300 мм/с;

зразок «в» – потужність лазерного випромінювання – 70 Вт, швидкість сканування – 300 мм/с. Збільшені зображення поверхні цих шарів наведено на рисунку 5.6.

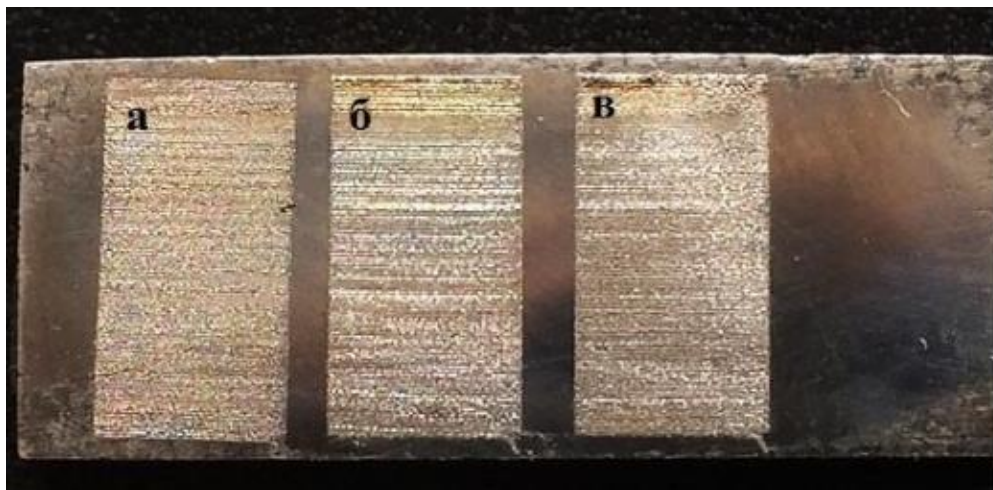


Рисунок 5.5 – Зразки визначення шорсткості із суміші 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						63
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

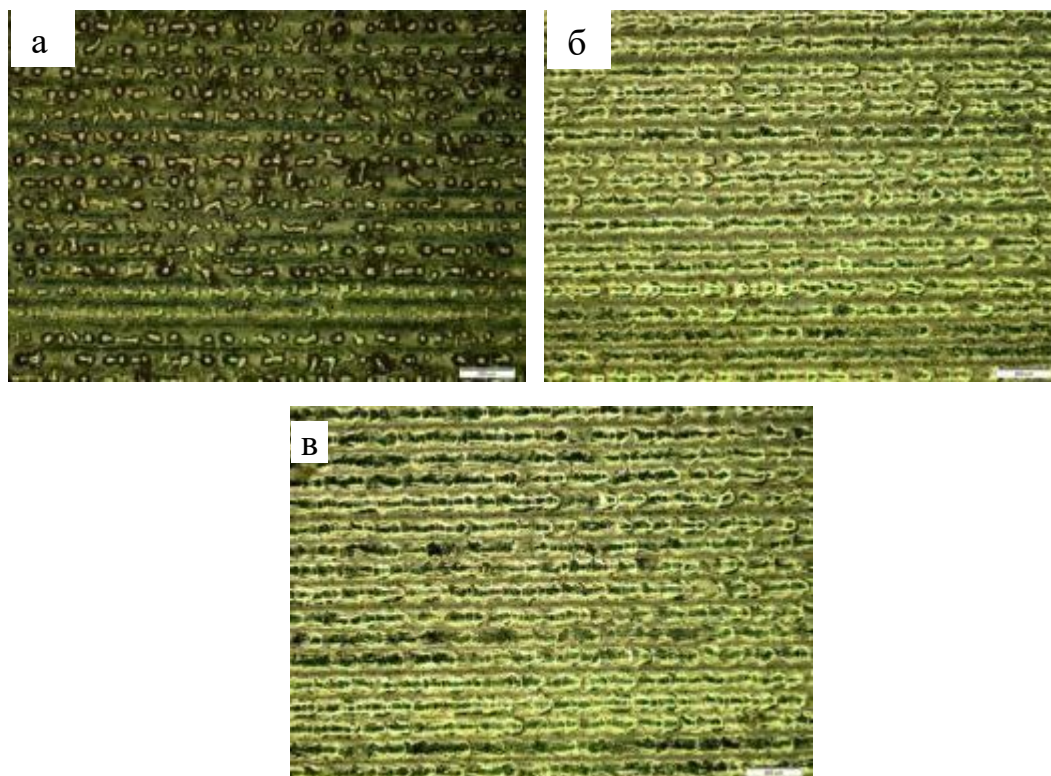


Рисунок 5.6 – Зображення одиночних шарів 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co(а) зразок «а», (б) зразок «б», зразок «в»

Таблиця 5.3. Виміряна шорсткість Ra поверхні зразка 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co (мкм)

№ виміру	Зразок «а»	Зразок «б»	Зразок «в»	Полірована підкладка
1	2,25	1,98	1,66	0,06
2	2,71	1,85	1,77	0,03
3	2,63	2,08	1,67	0,08
Середній показник	2,53	1,97	1,7	0,056
Середньоквадратичн евідхилення	0,25	0,12	0,06	0,02

Зі знімків і показань профілометра видно, що найменшу шорсткість поверхні, крім полірованої підкладки, має зразок «в». Таким чином,

раціональними параметрами для матеріалів складу: 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co; 50% (за масою) WC 50% (за масою) Co є потужність 70 Вт та швидкість сканування 300 мм/с. Для матеріалу 94% (за масою) WC та 6% (за масою) Co раціональними параметрами визначено потужність 50 Вт та швидкість сканування 300 мм/с. СЛП – процес пошарового виготовлення деталей, і кожен сплавлений шар є підкладкою наступного. Для необхідного металургійного контакту виробу з підкладкою необхідно мати рівну поверхню підкладки. При необхідності підкладку шліфують. А якість поверхні сплавленого шару можна регулювати кроком сканування лазерної плями. Крок сканування – це відстань між вершинами валиків. При певному кроці валики сплавляються з перекриттям і без нього приклади показані на Рисунку 5.8.

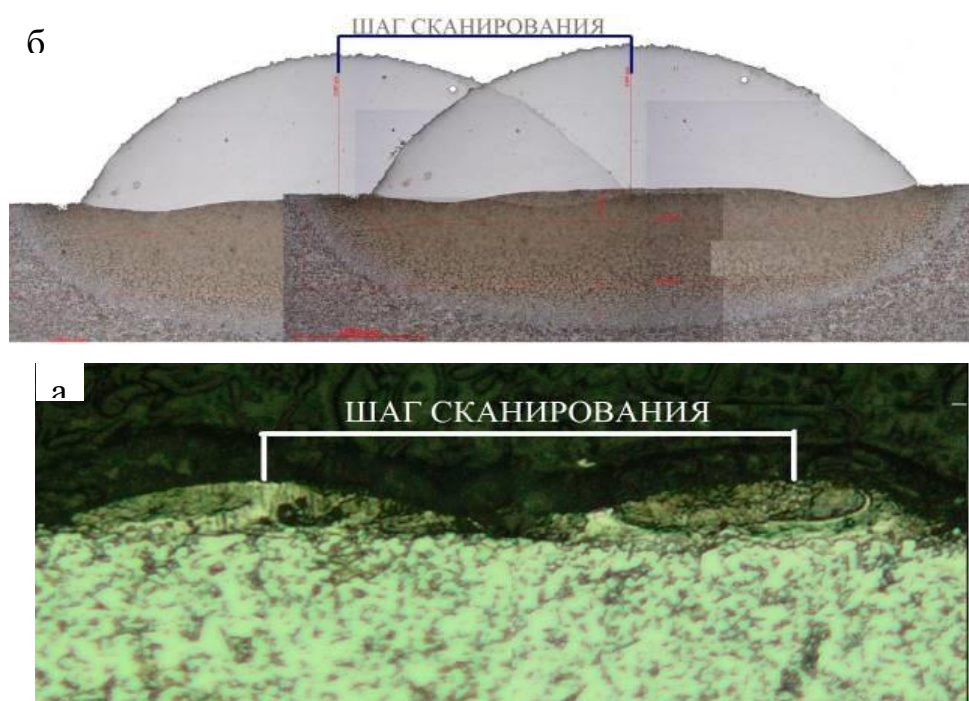


Рисунок 5.7 – Зображення валиків (а) сплавлені валики без перекриття, (б) валики з перекриттям

Крок сканування є важливим параметром об'ємних виробів. Досліджувалися зразки, виготовлені із різною величиною перекриття. Результати представлені у таблиці 5.4, знімки шарів показані Рисунку 5.8.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						65
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Таблиця 5.4. Виміряна шорсткість Ra поверхні шарів (мкм)

№ виміру	Шар з перекриттям 0%, значення шорсткості, мкм	Шар із перекриттям 30%, значення шорсткості, мкм	Шар із перекриттям 50%, значення шорсткості, мкм	Полірована підкладка, значення шорсткості, мкм
1	1,66	0,86	1,53	0,05
2	1,77	1,02	1,45	0,04
3	1,67	0,94	1,44	0,08
Середє	1,7	0,94	1,47	0,056
Середє відхилення	0,06	0,08	0,04	0,02

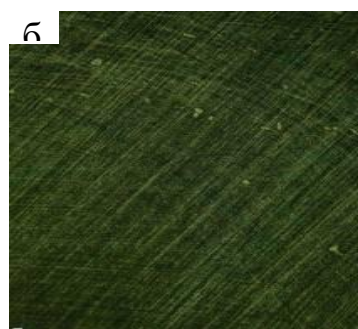
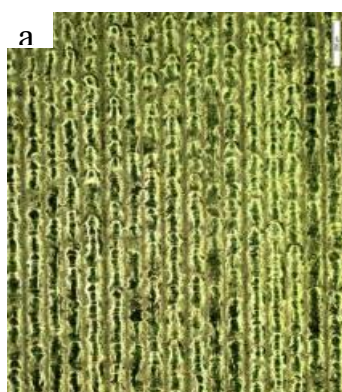


Рисунок 5.8 – Зображення сплавлених шарів 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co (а) шар з перекриттям 0%, (б) підкладка, (в) шар з перекриттям 30%, (г) шар із перекриттям 50%

Зі знімків та показань профілометра видно, що найкращу якість

поверхні забезпечують шари, сплавлені з 30-ти відсотковим перекриттям, яке відповідає кроку сканування $s = 70$ мкм для даної установки.

5.3 Дослідження впливу параметрів процесу селективного лазерного плавлення на пористість об'ємних зразків

Крок сканування впливає як на шорсткість поверхні, а й на пористість в об'ємних зразках. Так, при виготовленні багатошарового кубоїду з товщиною шару 20 мкм і без перекриття між валиками зразки виходили з 30-відсотковою пористістю та похибкою в геометрії, зразок показано Рисунку 5.10. Похибка лінійних розмірів вдалося зменшити за допомогою стратегії сканування лазерного променя з 30-відсотковим перекриттям між валиками. Стратегія сканування також сприяла зниженню пористості до 20%. Зображення зразків показано на Рисунках 5.9. При виготовленні об'ємних об'єктів необхідно враховувати розмір підкладки. Вона повинна бути дещо більшою за площу основи виробу, що виробляється, тому що металургійний контакт на межах підкладки з виробом слабкий, що є наслідком вигинання виробу і можливого подальшого розтріскування. На рисунку 5.12 показаний зразок, що відшарувався від підкладки.

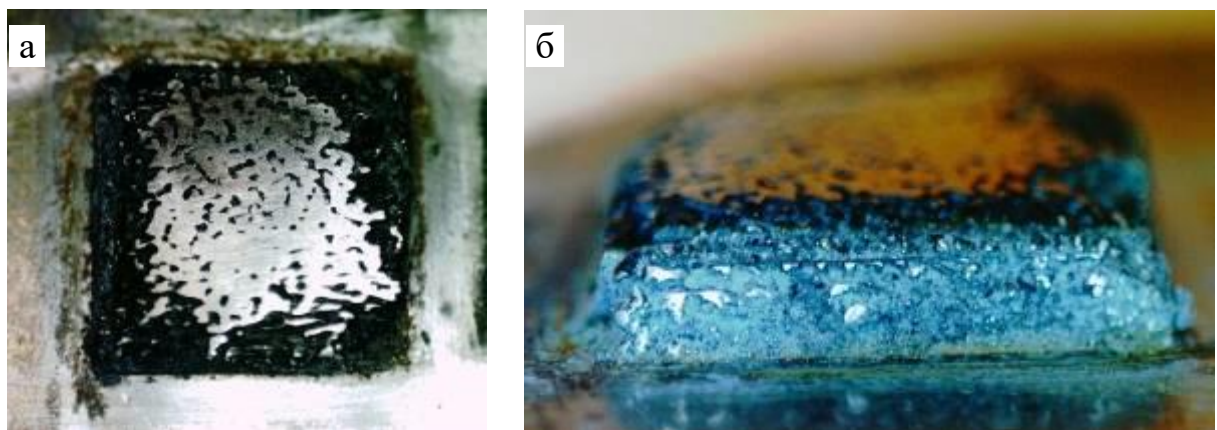


Рисунок 5.9 – Зразок 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co з товщиною шару 20 мкм та сплавлений без перекриттів (а) вид зверху, (б) вид збоку

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						67
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

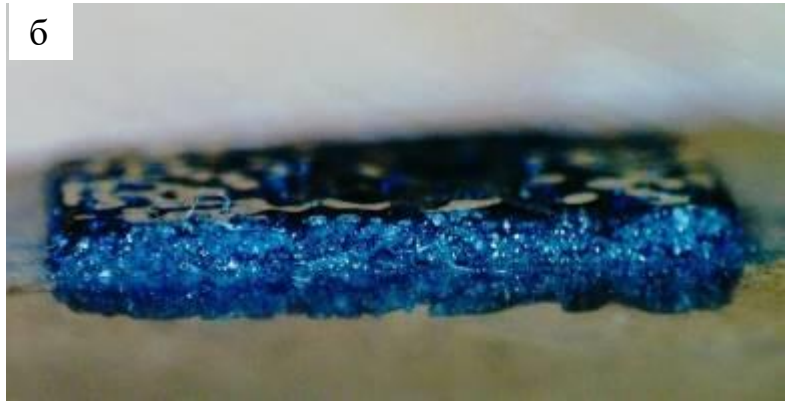
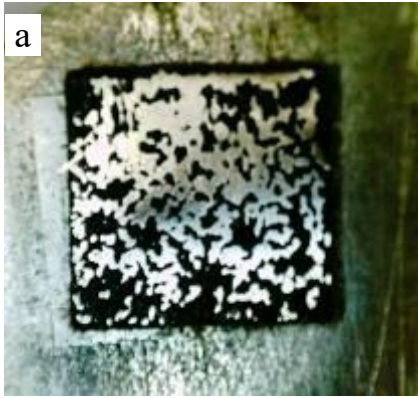


Рисунок 5.10 – Зразок 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co з товщиною шару 20 мкм та сплавлений з перекриттям 30% (а) вид зверху, (б) вид збоку

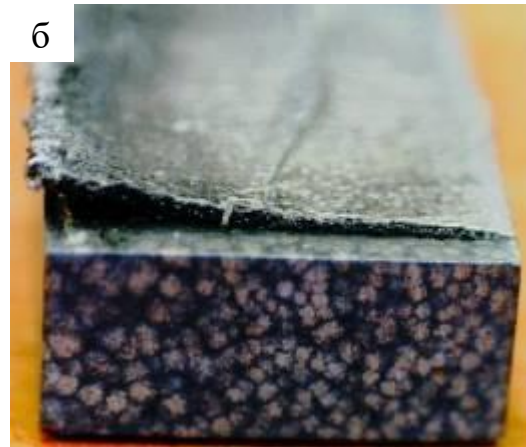
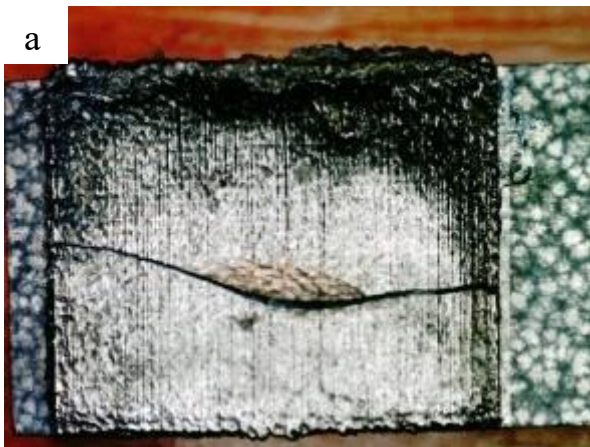


Рисунок 5.11 – Зразок 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co відшарований від підкладки під час виготовлення (а) вид зверху, (б) вид збоку

Під час виготовлення багатошарового зразка важливим параметром є стратегія сканування. На рисунку 5.12 схематично проказано траєкторію лазерного променя при різних стратегіях сканування. При односпрямованій стратегії сканування виріб мав більшу кількість пір і більше відхилення від форми, ніж виріб, сплавлений з різноспрямованою стратегією. Приклади зразків та їх мікроструктури показані на Рисунках 5.13 та 5.14.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						68
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

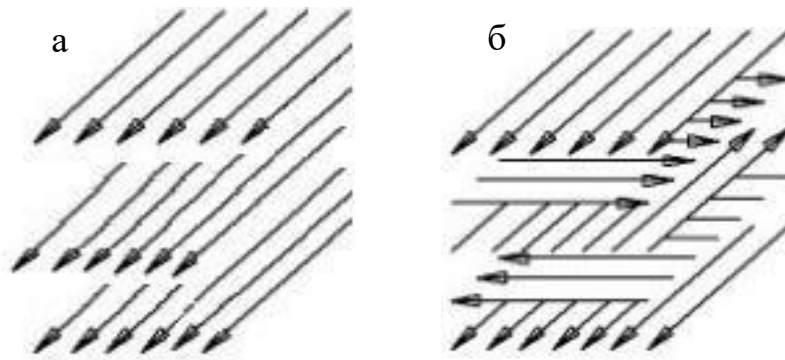


Рисунок 5.12 – Стратегія сканування (а) однонаправлена міжшарова, (б) різноспрямована міжшарова

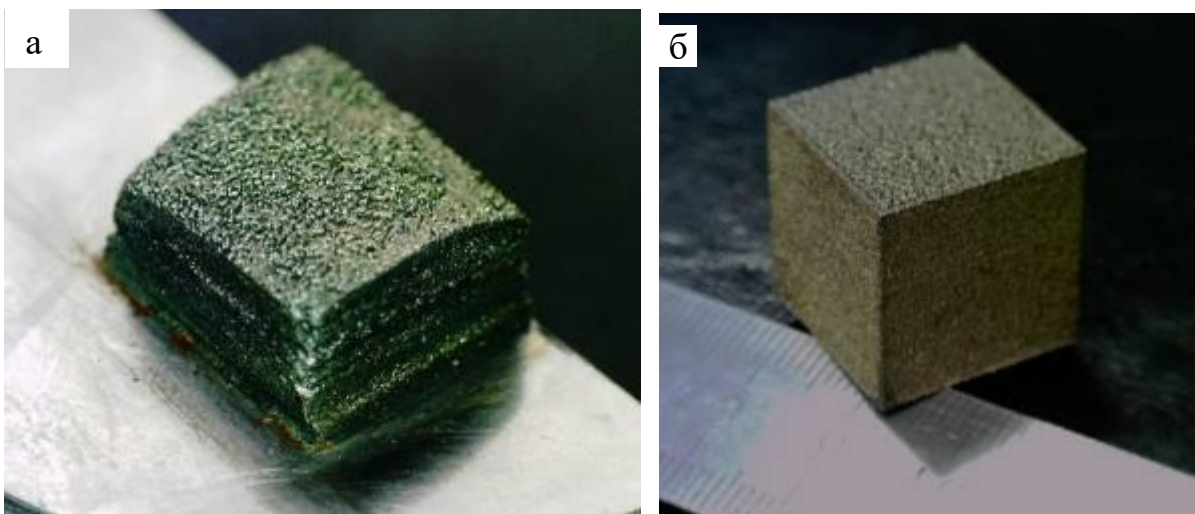


Рисунок 5.13 – Виготовлені зразки з 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co з різною стратегією обробки а) однонаправлена міжшарова, (б) різноспрямована міжшарова

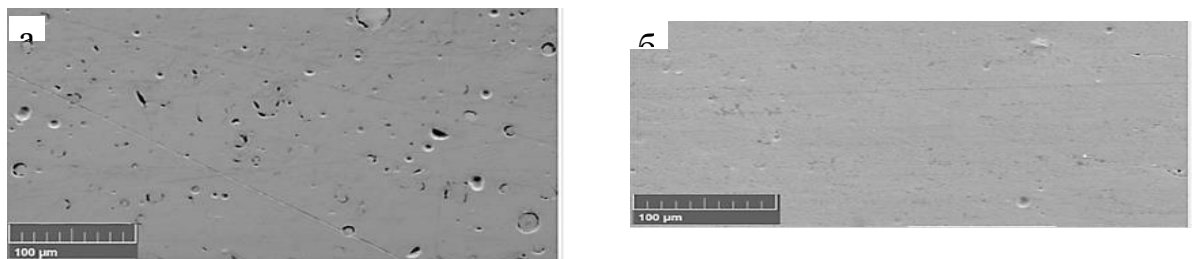


Рисунок 5.14 - Мікроструктури зразків 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co (а) з односпрямованою стратегією, (б) з різноспрямованою стратегією

Пористість зразка, виготовленого з різноспрямованою міжшаровою стратегією, оцінювалась у поперечних перерізах за допомогою програмного забезпечення Stream Start. Приклади знімків показані Рисунок 5.15.

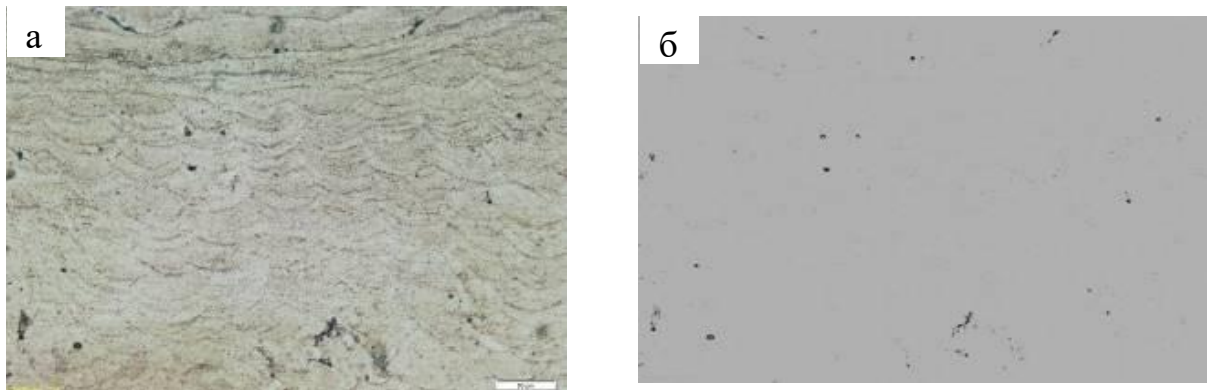


Рисунок 5.15 – Знімки а) оригінал, б) оброблений програмою знімок Було

Для визначення параметрів шорсткості багатошарового кубоїду використали профілометр Mahr Pocket Surf III. Вимірювання проводилися по 6 гранях кубоїду. Дані занесено до таблиці 5.5.

Таблиця 5.5. Виміряна шорсткість поверхонь багатошарового кубоїду

	1вимір	2вимір	3вимір	Середній показник	Середньоквадратичне відхилення
Сторона 1	2,32	2,43	2,32	2,35	0,052
Сторона 2	2,65	2,54	2,34	2,51	0,128
Сторона 3	2,61	2,54	2,94	2,36	0,174
Сторона 4	2,45	2,45	2,32	2,4	0,061
Верх	1,29	1,98	1,25	1,5	0,335
підстава	0,84	0,91	1,06	0,93	0,092

Шорсткість сторін має близький показник з усіх боків, що говорить про

однорідність кубоїда. Оскільки зразок був відокремлений від підкладки електроерозійною різкою, основа має менш шорстку поверхню, ніж верхня сторона. Середня шорсткість склала $Ra\ 22 \pm 02$ мкм.

5.4. Вплив режимів селективного лазерного плавлення на твердість, тріщиностійкість та зносостійкість зразків.

Порівняльні випробування на зносостійкість та твердість проводилося для зразків, виготовлених методом СЛП, з таких порошкових матеріалів:

- об'ємний зразок, отриманий методом СЛП із порошкової суміші 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co. Розмір фракцій WC – 50-80 нм, Co – 1-1,5 мкм;

- об'ємний зразок, отриманий методом СЛП із порошкової суміші 94% (за масою) WC та 6% (за масою) Co. Розмір фракцій WC трохи більше 1,5 мкм, Co - 80 нм.

Для порівняння отриманих результатів випробовувалися зразки:

- твердосплавна пластина марки ВК6
- твердосплавна пластина марки ВК20
- зразок, виготовлений методом СЛП із порошку CoCrMo фірми EOS (Німеччина);

Зовнішній вигляд лунок на поверхні зразків наведено на рисунку.

5.17. Зразок матеріалу 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co, отриманий на установці ALAM показав себе стійкіше до абразивного зносу, ніж зразок з промислового порошку CoCrMo фірми EOS, отриманий на установці EOS M280. Значення коефіцієнтів інтенсивності зношування та мікротвердості наведено у таблиці 5.6.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						71
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Таблиця 5.6. Значення інтенсивності зношування для зразків

Матеріал виробу	CoCrMo	25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co
Інтенсивність зношування $\times 10^{-13}$, м ³ /(м·Н)	6,9 \pm 0,2	1,7 \pm 0,2
Твердість, HV0,05	364 \pm 8	540 \pm 10

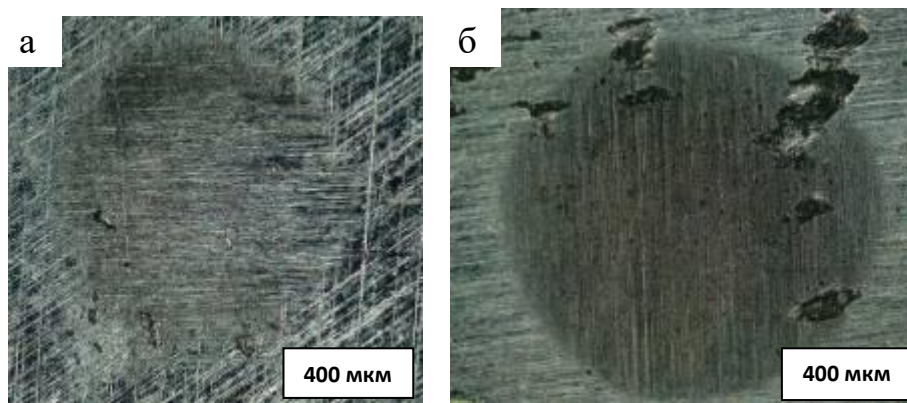


Рисунок 5.16 – Зовнішній вигляд лунок на поверхні зразків: а) 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co, б) CoCr

Випробування зразка з матеріалу 94% (за масою) WC та 6% (за масою) Co не залишили виїмки на матеріалі. Це високою твердістю даного зразка. Абразив карбиду кремнію SiC, що застосовувався, виявився мало твердим для визначення зносостійкості.

Випробування для зразка матеріалу 94% (за масою) WC і 6% (за масою) Co були проведені повторно з алмазним абразивом. Для порівняння коефіцієнта інтенсивності зношування матеріалу 94% (за масою) WC і 6% (за масою) Co були обрані твердосплавні пластини ВК6 і ВК20, отримані традиційним спіканням. Значення коефіцієнтів інтенсивності зношування та мікротвердості наведені у таблиці 5.7. Зовнішній вигляд лунок представлений Рисунку 5.17. Порівняльні випробування показали, що інтенсивність зношування залежить від виду абразиву, тому розрахункові

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						72
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

значення в таблиці 5.7 (абразивний матеріал - карбід кремнію) і 5.8 (абразивний матеріал –алмазна суспензія) порівнювати не можна, так як випробування проводилися з різними матеріалами абразиву.

Таблиця 5.7. Значення інтенсивності зношування для зразків

Матеріал виробу	94% WC та 6% Co	BK6	BK20
Інтенсивність зношування $\times 10^{-13}$, мЗ/(м·Н)	8,4±0,7	11±0,7	43±0,7
Твердість, HV0,05	2500	1550	1050
Коефіцієнт тріщиностійкості МПа·м ^{1/2}	6,9±0,2	8,9±0,2	10,3±0,2

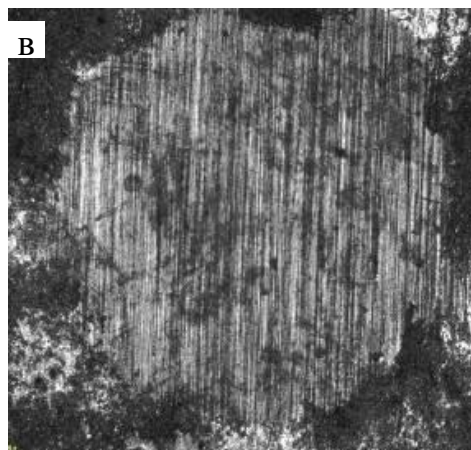


Рисунок 5.17 – Зовнішній вигляд лунок на поверхні зразків: а) 94% (за масою) WC та 6% (за масою) Co; б) BK6; в) BK20

Високий показник опору до абразивного зношування також

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						73
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

підтверджується промисловою продукцією з W2C [95, 96]. Дані матеріали у вигляді порошку або порошкового дроту призначені для наплавлення на поверхні виробів, що працюють при підвищеному зносі.

Випробування на тріщиностійкість проводилися полірованих зразках. Середні коефіцієнти тріщиностійкості розраховувалися за трьома відбитками на кожному зразку (таблиця 5.87. Результати показали, що 94% (за масою) WC і 6% (за масою) Co більш крихкий, ніж зразок BK6 і BK20 на 2 МПа·м^{1/2} та 3,4 МПа·м^{1/2} відповідно, що з урахуванням високої твердості є добрим результатом. Зовнішній вигляд відбитків, з тріщинами, що утворилися, наведено на рисунку 5.18. У випадку зі зразком 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co тріщини по кутах відбитка індентора не спостерігалися, що говорить про високу тріщиностійкість даного матеріалу (рисунок 5.18). Результати розрахунків коефіцієнта тріщиностійкості придатні лише порівняльній оцінці [97].

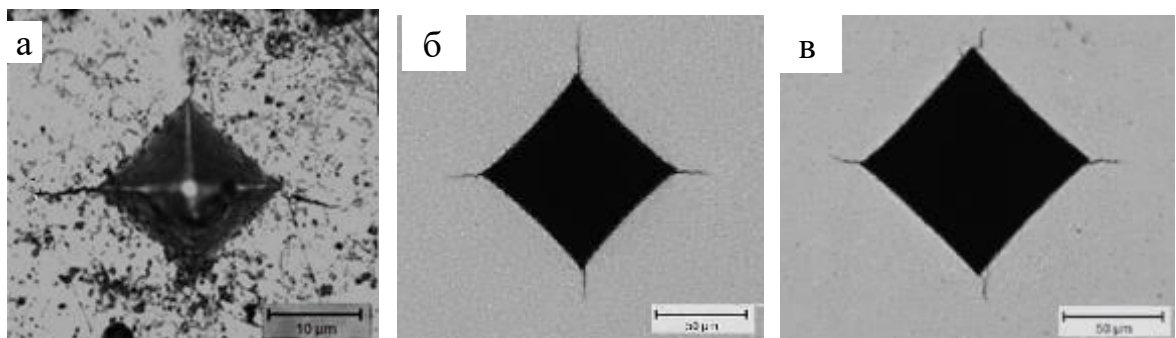


Рисунок 5.18 – Зовнішній вигляд відбитків з тріщинами, що утворилися: а) 94% (за масою) WC і 6% (за масою) Co, б) BK6, в) BK20

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						74
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

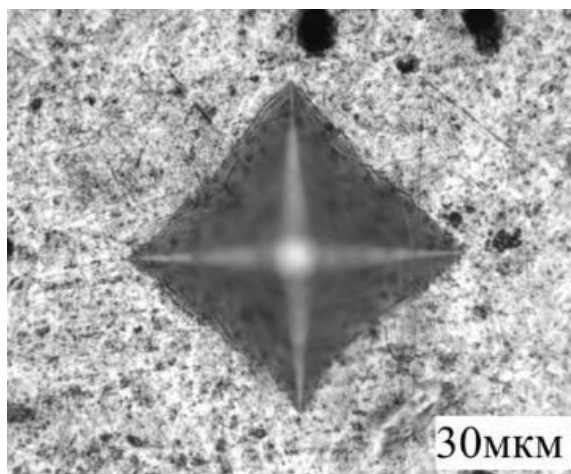


Рисунок 5.19 – Зовнішній вигляд відбитка на зразку з 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co

5.5.Рекомендації для виготовлення виробів із порошкового матеріалу системи WC-Co методом селективного лазерного плавлення

В результаті досліджень встановлено, що зразки, виготовлені методом селективного лазерного плавлення з композиційного матеріалу 94% (за масою) WC і 6% (за масою) Co, мають високу твердість HV_{0,05} 2500 і зносостійкість і відрізняються гарною жаростійкістю. Зразки, виготовлені із суміші 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co, мають меншу твердість HV_{0,05} 700 та зносостійкість. Точність лінійних розмірів зразків та шорсткість поверхонь становить ± 80 мкм та Ra $2,2 \pm 0,2$ мкм відповідно.

Раціональними режимами селективного лазерного плавлення композиційних матеріалів є: потужність лазерного випромінювання 50 Вт (для 94% (за масою) WC та 6% (за масою) Co) та 70 Вт (для 25% (за масою) WC та 75% (за масою) Co), діаметр плями лазера 100 мкм, товщина порошкового шару 20 мкм, швидкість сканування 300 мм/с, крок сканування з 30% перекриттям та різноспрямована міжшарова стратегія сканування. У

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						75
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

цій роботі визначено вплив режимів подальшої термообробки виробів, виготовлених селективним лазерним плавленням, на фізико-механічні властивості. Найбільш сприятливим режимом наступної термообробки можна вважати відпал у вакуумі протягом трьох з половиною годин при температурі 7000С. Ця термообробка покращує фізико-механічні властивості виробів.

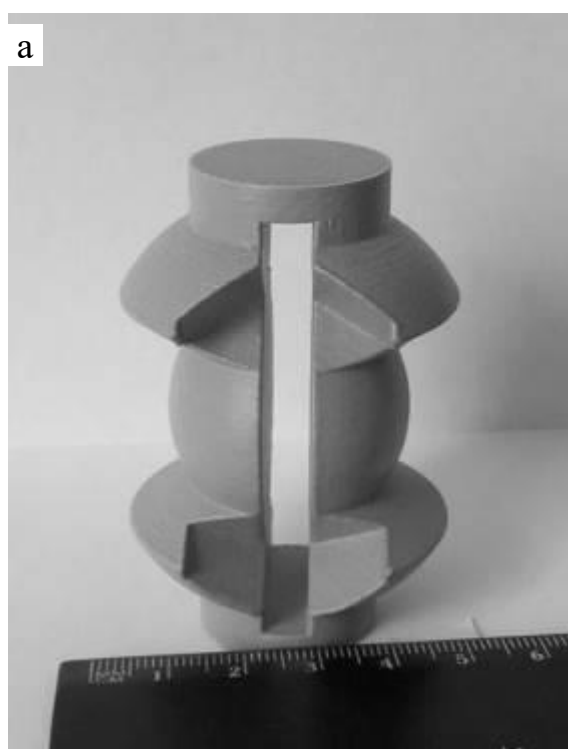
Таким чином, деталі, виготовлені методом селективного плавлення лазерного з композиційного порошкового матеріалу можна рекомендувати для експлуатації в умовах високого абразивного зносу. Прикладами таких деталей можуть бути:

- ротори, поршні, шибери у нафтових насосах.
- торцеві ущільнення у хімічних насосах.

Деталь «Ротор». В даний час у нафтовидобувній галузі при видобутку нафти в малодебітних свердловинах використовують об'ємно-роторні насоси (ГРН) [101]. Ступінь ГРН [102] складається з ротора і пластин, при обертанні яких об'єм всередині камери заповнюється рідиною, що перекачується. В ході обертання ротора об'єм у камері зменшується і рідина перемішується від ступеня до ступеня. При видобутку пластової рідини

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						76
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

роторний вузол експлуатується в умовах підвищеного абразивного зношування, тому при виготовленні виробів використовують білий чавун марки ЧХ28Д2. Середня твердість ЧХ28Д2 у литому стані 680 HV0,05. Через складну геометрію (рисунок 5.44) і складну оброблюваність різанням, ротори отримують методом лиття за моделями, що виплавляються, після чого вироби піддають термічній обробці і наступній механічній. Термічну обробку проводять перед механічною обробкою зменшення твердості, і після механічної обробки її збільшення. Цей технологічний процес дуже трудомісткий і містить 17 технологічних операцій. Відомий спосіб виготовлення роторів за допомогою обробних центрів [103]. Такий спосіб підвищує продуктивність і зменшує трудомісткість, але також обмежений оброблюваних матеріалах.



Застосування методу селективного лазерного плавлення економічно обґрунтовано при виготовленні складнопрофільної деталі ротор з матеріалу 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co у порівнянні з традиційним

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						77
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

виготовленням ротора з ЧХ28Д2 з аналогічними властивостями. Застосування матеріалу 94% (за масою) WC та 6% (за масою) Co збільшує вартість виробу вдвічі. Однак з урахуванням того, що стійкість до абразивного зношування даного матеріалу вище, ніж у ЧХ28Д2 і 25% (за масою) WC і 75% (за масою) Co, застосування даного композиційного матеріалу до робочих органів ГРН не тільки здатне підвищити рентабельність видобутку, але і дозволить експлуатувати насоси в свердловинах, де видобуток нерентабельний або неможливий через високу в'язкість і підвищений вміст абразиву в пластовій рідині.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						78
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

ВИСНОВКИ

1. Проведено вибір та дослідження порошкових матеріалів. Отримано наноструктурований порошок матеріал на основі порошоків з однорідним розподілом хімічних компонентів.

2. Проведено розрахунок температурних полів у зоні лазерної обробки металокерамічної композиції, що дозволяє визначити діапазон технологічних параметрів СЛП.

3. Визначено раціональні режими СЛП металокерамічних композицій системи WC-Co та встановлено зв'язок між параметрами селективного лазерного плавлення, структурою та фізико-механічними властивостями зразків.

4. В результаті проведених металографічних досліджень встановлено, що застосування нанорозмірних фракцій порошоків при їх плавленні за раціональними режимами забезпечує структуру матеріалу, що володіє високою твердістю та зносостійкістю.

5. Встановлено, що найбільш сприятливим режимом термообробки після селективного лазерного плавлення зразків з є відпал у вакуумі, що призводить до зміни однофазної структури, отриманої після СЛП.

6. У роботі показано, що розроблений технологічний процес можна рекомендувати для виготовлення складнопрофільних деталей, які працюють у умовах підвищеного абразивного зносу.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						79
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. ASTM A. F2792-2012 Standard terminology for additive manufacturing technologies. - ASTM International, 2012.
2. Офіційний сайт організації "3DPrint" [електронний ресурс]: офіц. сайт // організація "3DPrint". – Режим доступу: <https://3dprint.com> (дата звернення 5.05.2017).
3. Gladush, GG Physics of laser materials processing: theory and experiment / GG Gladush, I. Smurov - Springer Science & Business Media, - 2011. - 534 p.
4. Yadroitsev, I. Selective laser melting: Direct Manufacturing of 3D-objects by selective laser melting of metal powders. / I. Yadroitsev - Lap Lambert Academic Publishing. – Germany: Saarbüken, 2009. – 266 p.
5. Шишковський, І.В. Лазерний синтез функціональних мезоструктур та об'ємних виробів. / І.В. Шишковський – М.: ФІЗМАТЛІТ, 2009. – 424 с.
6. Maruo, H. CO₂ Laser Welding of Ceramics / H. Maruo, I. Miyamoto, Y. Inoue, Y. Arata. // Transactions of the Japan Welding Society. – 1983. – V. 14, № 1. – P. 59-60.
7. Tarasova TV, Korach M., Artinger J. Local alling theool steels / TV Tarasova, M. Korach, J. Artinger // Proceedings of 2nd International Conference on Surface Engineering with High Energy Beams. –1989. – P. 209-221.
8. Tian, X. Rapid prototyping porcelain products by layer-wise slurry deposition (LSD) and direct laser sintering / X. Tian, D. Li, JG Heinrich // Rapid Prototyping Journal. – 2012. – V. 18, № 5. – P. 362-373.
9. Yves-Christian, H. Net shaped high performance oxide ceramic parts by selective laser melting/ H. Yves-Christian, W. Jan, M. Wilhelm, W. Konrad, P. Reinhart. // Physics Procedia. – 2010. – V. 5. – P. 587-594.
10. Cima, MJ Slurry-Based 3DP and Fine Ceramic Components / MJ Cima, M. Oliveira, HR Wang, E. Sachs, R.Holman. // Proceedings of Solid Freeform Fabrication Symposium. – 2001. – P. 216-223.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		80

11. Bertsch, A. Microfabrication ceramic components microstereolithography / A. Bertsch, S. Jiguet, P.Renaud. // Journal of micromechanics and microengineering. – 2003. – V. 14, № 2. – P. 197-203.
12. Coulon, N. Results on laser sintering system for direct manufacturing of metallic or ceramic components / N. Coulon, P.Aubry. // Proceedings of 23rd International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics. – San Francisco. – 2004.
13. Bertrand, P. Ceramic components manufacturing by selective laser sintering / P.Bertrand, F.Bayle, C.Combe, P.Gœuriot, I.Smurov. // Applied Surface Science. – 2007. – V. 254, № 4. – P. 989-992.
14. Liu, Q. Ефект з високої temperature preheating on selective laser melting of yttria-stabilized zirconia ceramic / Q. Liu, Y. Danlos, B. Song, B. Zhang, S. Yin, H. Liao // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – V. 222. – P. 61-74.
15. Glasser, FP Laser melting of refractory Al₂O₃-ZrO₂ ceramics / FP Glasser, J.Xiping. // British ceramic. – 1992. – V. 91, № 6. – P. 195-198.
16. Wilkes, JWK Rapid manufacturing ceramic components by selective laser melting / JWK Wilkes // Lasers in Manufacturing. – 2007. – P. 207-211.
17. Khmyrov, RS на можливості Selective Laser Melting of Quartz Glass / RS Khmyrov, SN Grigoriev, AA Okunkova, AV Gusarov // Physics Procedia – 2014. – V. 56. – P. 345–356.
18. Khmyrov, RS Crack-free selective laser melting silica glass: single beads and monolayers on substrate of the same material / RS Khmyrov, CE Protasov, SN Grigoriev, AV Gusarov // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – P. 1–9.
19. Protasov, CE Selective laser melting of fused silica: Interdependent heat transfer and powder consolidation / CE Protasov, RS Kmyrov, SN Grigoriev, AV Gusarov // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2017. – V. 104. – P. 665-674.

					MPTAM 21.18180.00. ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		81

20. Гусаров, А.В. – 2016. – V. 80, № (8). – P. 999-1002.
21. Жирнов, I. Time-resolved Visualization of Laser Beam Melting of Silica Glass Powder / I. Zhirnov, RS Khmyrov, CE Protasov, AV Gusarov // *Physics Procedia*. – 2016. – V. 83. – P. 1013-1020.
22. Григор'єв, С. Н. Про доцільність профілювання пучка в технологіях селективного лазерного спікання та плавлення / С.М. Григор'єв, А.В. Гусаров, А.А. Окунькова, К.Е. Протасов, Р.С. Хмирів. // *Фізика та хімія обробки матеріалів*. – 2015. – Т. 3. – С. 80-87.
23. Grigoriev SN Solidification behaviour під час laser microcladding of Al-Si alloys / SN Grigoriev, TV Tarasova, GO Gvozdeva // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – V. 268. – P. 303-309
24. Тарасова, Т. В. Формування покриттів методом лазерного наплавлення порошків титану та карбіду кремнію на поверхню маловуглецевої сталі / Т. В. Тарасова, Є. В. Попова // *Тертя та знос*. – 2013. – Т. 35., № 11. – С. 1487-1500
25. Tarasova, TV Microcladding hypereutectic Al-Si alloys: технологічні аспекти і структури нюансів / TV Tarasova, GO Gvozdeva, S. Nowotny, SN Grigoriev // *International Journal of Cast Metals Research*. – 2014. – TV 27. , № № 6. – P. 357-361.
26. Amado, JM Crack free tungsten carbide reinforced Ni (Cr) layers obtained by laser cladding / JM Amado, MJ Tobar, A. Yáñez, V. Amigó, JJ Candel. // *Phys. Procedia*. – 2011. – V. 12. – P. 338-344.
27. Новіченко, Д. Металевий matrix композиційний матеріал по прямому металу /
D. Novichenko, A. Marants, L. Thivillon, Ph. Bertrand, I. Smurov. // *Phys. Procedia* –2011. – V. 12. – P. 296-302.
28. Candel, JJ Sliding wear rezistance of TiCp reinforced titanium composite coating produced by laser cladding / JJ Candel, V. Amigó, JA Ramos, D. Busquets. // *Surf. Coating Technology*. – 2010. – V. 204. – P. 3161-3166.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						82
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

29. Leunda, J. Laser cladding canadium-carbide інструменти для die repair / J. Leunda, C. Soriano, C. Sanz, Navas VG // Phys. Procedia. – 2011. – V. 12. – P. 345-352.
30. Bi, G. Мікро-структури та механічні властивості нано-TiC, реінформовані Inconel 625 вказані за допомогою LAAM / G. Bi, CN Sun, ML Nai, J.Wei. // Phys. Procedia. – 2013. – V. 41. – P. 828-834.
31. Laoui, T. Effect of Mechanical Alloying on Selective Laser Sintering of WC-9Co powder / T. Laoui, L. Froyen, J.-P.Kruth. // Powder Metallurgy. – 1999. – V. 42, № 3. – P. 203-205.
32. Xiao, CL Mechanical and Thermal Expansion Behavior of Laser Deposited Metal Matrix Composites of Invar and TiC / CL Xiao, J. Stampfl, FBPrinz // Materials Sci. Engineering. – 2000. – V. 282, № 1. – P. 86-90.
33. Шішковській, І. Алюміна-Зирконіум ceramics synthesis за selective laser sintering/melting / І. Шішковській, І. Ядроїцев, Ph. Bertrand, І. Smurov. // Applied Surface Science. – 2007. – V. 254, № 4. – P. 966-970.
34. Шішковській, І. Титанію і алюмінієвий нітрид synthesis за допомогою Layer Layer-CVD / І. Шішковській, ІМ Морозов, І. Ядроїцев, І. Smurov, // Applied Surface Science. – 2009. – V. 255, № 24. – P. 9847-9850.
35. Krakhmalev, P. Мікроструктури і властивості міжметалевих композиційних конструкцій, що виробляються з selective laser melting Ti-SiC powder mixtures / Krakhmalev P., I.Yadroitsev. // Intermetallics –2014. – V. 46. – P. 147-155.
36. Meiners, W. Microstructure characteristics and formation mechanisms of situ WC cemented carbide based hardmetals prepared by Selective Laser Melting / Meiners W., Gu D. // Materials Science and Engineering. – 2010 –V. 527. – P. 7585-7592.
37. Gu, D. Nanocrystalline TiC reinforced Ti matrix bulk-form nanocomposites з Selective Laser Melting (SLM): Debsification, зростаючий mechanismus and wear behavior / D. Gu, Y.-C. Hagedron, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						83
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

- // Composites Science and Technology. – 2011. – V. 71, № 13. – P. 1612-1620.
38. Attar, H. Selective laser melting of situ titanium-titanium boride composites: Processing, microstructure and mechanical properties / H. Attar, M. Bonisch, M. Calin, L.-C. Zhang, S. Scudino, J. Eckert. // Acta Materialia. – 2014. – V. 76. – P. 13-22.
39. Тарасова Т. В. Розподіл елементів у ванні розплаву при лазерному легуванні / Т. В. Тарасова // Металознавство та термічна обробка металів. – 2002. – №3. – С. 24-27.
40. Gu, D. Structural evolution and formation mechanisms of TiC/Ti nanocomposites prepared by high-energy mechanism alloying / D. Gu, W. Meiners, Y.-C. Hagedorn, K. Wissenbach, R. Poprawe. // Journal of physics D: Applied physics. – 2010. – V. 43, № 13. – P. 135402-135413.
41. Gu, D. Bulk-форма TiC_x/Ti nanocomposites з контрольованими наноструктурами, пристосовані до нового методу: selective laser melting / D. Gu WM, Y.-C. Hagedorn, K. Wissenbach, R. Poprawe. // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2010. – V. 43, № 29. – P. 295402-295409.
42. Gu, D. Selective laser melting of in situ TiC/Ti₅Si₃ composites with novel reinforcement architecture and elevated performance / D. Gu, Y.-C. Hagedorn, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe. // Surface and Coatings Technology. – 2011. – V. 205, № 10. – P. 3285-3292.
43. Gu, D. Selective laser melting additive manufacturing of TiC/AlSi₁₀Mg bulk-form nanocomposites with tailored microstructures and properties / D. Gu, H. Wang, F. Chang, D. Dai, P. Yuan, Y.-C. Hagedorn, W. Meiners. // Physics Procedia. – 2014. – V. 56. – P. 108-116.
44. Lisovsky, FA Формування nonequilibrium dihedral angles in composite materials / FA Lisovsky. // Int. J. Powder Metall. – 1990. – V. 26, № 1. – P. 45-49.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						84
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

45. Панов, В.С. Технологія та властивості спечених твердих сплавів та виробів з них. / В.С. Панов, А.М.Чувілін. – М.: – МІСІС, 2001. – 10 с.
46. ГОСТ 3882-74. Сплави тверді спечені. Марки. – Москва, 1998. – 428 с.
47. Пантелєєв, І.Б. Окаліностійкість та високотемпературна міцність твердих сплавів WC-Co-Ni-Re(Mn) / І.Б. Пантелєєв, Т.В. Лукашова, С.С. Орданян. // Порошкова металургія. – 2006. – Т. 28. – С. 55-60.
48. Al-Aqeeli, N. The synthesis of nanostructured wc-based hardmetals, використовуючи механічне розведення і їх пряму спрямованість / N. Al-Aqeeli, N. Saheb, T. Laoui, K.Mohammad. // Journal of Nanomaterials. – 2014. – V. 2014. – P. 1-16.
49. Enayati, MH Production of nanostructured WC-Co powder by ball milling / MH Enayati, GR Aryanpour, A.Ebnonnasir. // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2009. – V. 27, № 1. – P. 159-163.
50. Liu, W. A novel rapid route for synthesizing WC-Co bulk в точних реакціях в парку plasma sintering / W. Liu, X. Song, K. Wang, J. Zhang, G. Zhang, X.Liu. // Materials Science and Engineering. – 2009. – V. 499, № 1. – P. 476-481.
51. Deorsola, FA Densolation of ultrafine WC-12Co cermets pressure assisted fast electric sintering / FA Deorsola, D. Vallauri, GA Ortigoza Villalba, BDBenedetti. // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2010. – V. 28, № 2. – P. 254-259.
52. Shon, IJ Sintering behavior and mechanickі властивості WC-10Co, WC-10Ni і WC-10Fe hard materials виробляється з високої frekvency induction heated sintering / IJ Shon, IK Jeong, IY Ko, JM Doh, KDWoo. // Ceramics International. – 2009. – V. 35, № 1. – P. 339-344.
53. Wei, CB Microstructure and properties of ultrafine cemented carbides— differences in spark plasma sintering and sinter-HIP / CB Wei, XY Song, J.Fuetal. // Materials Science and Engineering. – 2012. – V. 552. – P. 427-433.
54. Song, JW Consolidation of WC-Co alloys by magnetic pulsed compaction and evaluation of свої механічні властивості / JW Song, RM Raihanuzzaman,

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						85
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

SJHong. // Powder technology. – 2013. – V. 235. – P. 723-727.

55. Шишковскій, IV Виробництво нерозгорнутих BrA9 bronze components by selective laser melting / IV Shishkovsky, VA Safronov, Protasov KE// Російський Engineering Research. – 2016. – V. 36, № 4. – P. 335-338

56. Wang, Q. Lightweight Mechanical Metamaterials з Tunable Negative Thermal Expansion / Q. Wang, JA Jackson, Jonathan QG, B. Hopkins, CM Spadaccini, Fang NX // Physical Review Letters. – 2016. – V. 117. P. 1-6.

57. Protasov, CE Experimental Study of Residual Stresses in Metal Parts Отриманий у Selective Laser Melting / CE Protasov, VA Safronov, DV Kotoban, AV Gusarov // Physics Procedia. – 2016. – V. 83. – P. 825-832.

58. Веденов, А.А. Фізичні процеси під час лазерної обробки матеріалів. / А.А. Веденов, Г.Г. Гладуш. – М.: Вища школа, 1985. – 208 с.

59. Лахтін, Ю. М. Поверхневе зміцнення корозійностійких сталей випромінюванням лазера / Ю. М. Лахтін, Т. В. Тарасова // Вісті вузів - М: Машинобудування. – 1984. – Т. № 2. – С.142-151.

60. Лахтін, Ю.М. Дослідження процесів лазерного легування корозійностійких сталей / Лахтін Ю.М., Коган Я.Д., Тарасова Т.В. // Електронна обробка матеріалів. – 1985. – Т. 3. – С.28-31.

61. Хмиров, Р.С. Розробка принципів технологічної підготовки виробництва виробів, які отримують методом селективного лазерного плавлення / Хмиров, Р.С., Т.В. Тарасова. // Матеріали та технології XXI століття. – 2013. – С. 101-107.

62. Archard, JF Contact and rubbing of flat surfaces / JF Archard. // Journal of applied physics. – 1953. – V.24, № 8. – P. 981 -988.

63. Miranzo, P. Elastic/Plastic Indentation в Ceramics: Fracture Toughness Determination Method / P.Miranzo, JSMoya. // Ceramics international. – 1984. – V. 10, № 4. – P. 147-152.

64. Хасанов, О.Л. Методи вимірювання мікротвердості та тріщиностійкість наноструктурних керамік. / О.Л. Хасанов, В.К. Струц, В.М. Соколов, В.В.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						86
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Полісадова, Е.С. Двіліс, З.Г. Бібікаєва. – Т.: Томського політехнічного університету, 2011. – 208 с.

65. ГОСТ 6130-71. Метали. Методи визначення жаростійкості – Москва, 1971. – 14 с.

66. Тарасова, Т.В. Вплив теплових полів на структуру корозійностійких сталей за різних схем лазерної обробки / Т.В. Тарасова, А.В. Гусаров, К.Е. Протасов, Філатова. А. А. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2017. – Т.7. – С. 37-44

67. Зельдович, Я.Б. Фізика ударних хвиль та високотемпературних гідродинамічних явищ. / Зельдович Я.Б., Райзер Ю. П., М: Наука, 1966. - 688 с.

68. Гусаров, А.В. // J. Appl. Phys. – 2005. – V. 97. – P. 014307.

69. Гусаров, А.В. // Phys. Fluids –2002. – V. 14,. – P. 4242.

70. Григор'єв, І. С. Фізичні величини / І. С.Григор'єв, Є. З Мейліхов // Довідник. – М.: Вища школа – 1991. – 1232 с.

71. Gray, DE American Institute of Physics Handbook. / DE Gray - New York.: McGraw-Hill. 1972. – 1232 p.

72. Palik, ED Handbook of optical constants of solids. / ED Palik - New York.: Acad. Press. 1985. 999 p.

73. Howell, JR Thermal radiation heat transfer. / JR Howell, R. Siegel, MP Mengüç - Boca Raton: CRC Press, 2011. - 957 p.

74. Осокін, Е. Н. Процеси порошкової металургії. / Є. Н. Осокін, О. А. Артем'єва - Красноярськ: ІПК СФУ, 2008. - 421 с.

75. Khmyrov, RS Obtaining Crack-free WC-Co Alloys by Selective Laser Melting / RS Khmyrov, VA Safronov, AV Gusarov. // Physics Procedia. – 2016. – V. 83. – P. 874-881.

76. Khmyrov, RS Synthesis of Nanostructured WC-Co Hardmetal by Selective Laser Melting / RS Khmyrov, VA Safronov, AV Gusarov. // Materials Science Forum. – 2015. – V. 834. – P. 77-83.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						87
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

77. Гусаров, А.В. Розробка технології селективного лазерного плавлення композиційних матеріалів із вмістом твердих зміцнювальних фаз / О.В. Гусаров, Т.В. Тарасова, Р.С. Хмирів. // Адитивні технології: Сьогодення та майбутнє. – 2016. – С. 29.
78. Гусаров, А.В. Селективне лазерне плавлення композиційних матеріалів системи WC-CO / О.В. Гусаров, Т.В. Тарасова, Р.С. Хмиров, Є. Ю. Должикова // *Машинобудування: традиції та інновації*. – 2016. – С. 3-7.
79. Гусєв А.І. Нанокристалічні матеріали. / А.І. Гусєв, А. А. Ремпель – М.: Фізматліт. 2001. – 224 с.
80. Суздальов І.П. Нанотехнологія: фізико-хімія нанокластерів, наноструктур та наноматеріалів / І. П.Суздальов – М.: КомКнига. 2006. – 592 с.
81. Аніщик, В.М. Наноматеріали та Нанотехнології / В.М. Аніщик, В.Є. Борисенко, С.А. Жданок, Н.К. Толочко, В.М. Федосюк – Мн.: БДУ, 2008. – 375 с.
82. Goldstein, A. Melting в semiconductor нанокристалів / A. Goldstein, C. Echer, A. Alivisatas // *Science*. – 1992. № 256. – P. 1425-1427.
83. Buffat, P. Size Effect on Melting Temperature of Gold Particles / P. Buffat, J.-P. Borel // *Physical Review A*. – 1976. – V. 13, № 6. – P. 2287-2298.
84. Song, X. Correlation з thermodynamics і глибокого зростання кінетики в нанокристалічних металів / X. Song, J. Zhang, L. Li, K. Yang, G. Liu // *Acta Materialia*. – 2006. – V. 54. – P. 5541-5550.
85. Чернишев А. П. Термоактивовані фізичні процеси з розмірними ефектами у твердому тілі: дисертація ... док. фіз.-мат. наук:
01.04.07 / Чернишов Альфред Петрович. – Новосибірськ, 2014. – 304 с.
86. Тарасова, Т.В. Вплив режимів селективного лазерного плавлення на структуру та фізико-механічні властивості жароміцних кобальтових сплавів / Т.В. Тарасова, А.П. Назаров, М.В. Прокоф'єв // *Фізика металів та металознавство*. – 2015. – Т. 6. – С. 636.

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						88
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

87. Лякішев, Н. П. Діаграми стану подвійних металевих систем/Н. П. Лякішев// Довідник. – М.: Машинобудування. – 1997. – 992 с.
88. Фарафонов, Д. П. Сплави для зміцнення бандажних полиць робочих лопаток ВМД / Д. П. Фарафонов, О. А. Базильова, А. М. Рогальов // Праці ВІАМ. – 2016. – Т. 9. – 7 с.
89. Inoue, AN Nonequilibrium Phase в Melt-Quenched Co-WC Alloys і їх поудер-Forming Tendency by Comminution / AN Inoue, Y. Hatakawa, T. Masumoto // Sci. Rep. Res. Inst. Tohoku Univ. – 1985. – V. 32, № (2). – P. 297-308.
90. Kurlov, AS Діяльність термічної температури на фазі композиції та мікроhardness WC-8 wt % Co Cemented Carbide / AS Kurlov, AA Rempel // Inorganic Materials. – 2007. – V. 43. – P. 602-607.
91. Верещака, А.С. Ріжучі інструменти зі зносостійкими покриттями / А.С.Верещака І. П. Третяков М.: Машинобудування, 1986. 192 с.
92. Солодков, В. А. Вплив властивостей зносостійкого покриття на працездатність твердосплавного інструменту при уривчастому різанні / В. А. Солодков // Вісті Волгоградського Державного Технічного Університету. – 2012. – Т. 8, № 13. – С. 61-64.
93. Осколкова, Т.М. Зміцнення поверхні карбидововольфрамового твердого сплаву електровибуховою обробкою / Т.М. Осколкова, Є. А. Будовських // Металургія. – 2011. – Т. 1, № 23. – С. 88-92.
94. Гончаров В. Л. Фізико-хімічні основи низькотемпературного осадження карбідів вольфраму та їх композицій із летких фторидів при знижених тисках: дисертація... канд. хім. наук: 02.00.04 / Гончаров Віктор Леонідович. – Москва, 2010. – 147 с.
95. Офіційний сайт фірми ВТМРЕ [електронний ресурс]: офіц. сайт// фірма "ВТМРЕ". Режим доступу:<http://www.btmpe.com> (Дата звернення 3.04.2017).

					МРТАМ 21.18180.00. ПЗ	Арк.
						89
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		