

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

До захисту допущено:

Завідувач кафедри

_____ Юрій БОГОМОЛ

«__» _____ 2026 р.

Дипломна робота
на здобуття ступеня бакалавра
за освітньо-професійною програмою
«Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів»
спеціальності 132 «Матеріалознавство»
на тему: «Вплив холодного ізостатичного пресування на структуру та
механічні властивості твердого сплаву WC-25Co»

Виконав:

студент IV курсу, групи ФН-21,
Шевчук Данііл Олександрович

Керівник:

асистент, доктор філософії, Шеремет Віталій Ігорович

Консультант з експериментальної частини:

завідувач відділу №4 ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України,
к.т.н., старший дослідник, Андреев Ігор Вікторович

Консультант з економічно-організаційного розділу:

доцент, к.е.н., доцент, Нараєвський Сергій Вікторович

Консультант з охорони праці:

зав. кафедри, д.т.н., професор, Левченко Олег Григорович

Нормоконтроль:

доцентка, к. т. н., доцентка,
Бірюкович Ліна Олегівна

Рецензент:

доцент, к.т.н., доцент, Іващенко Євген Вадимович

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

Студент _____

Київ – 2026 року

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Навчально-науковий інститут
матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона
Кафедра високотемпературних матеріалів та
порошкової металургії

Рівень вищої освіти – перший (бакалаврський)

Спеціальність – 132 «Матеріалознавство»

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

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ Юрій БОГОМОЛ

«__» _____ 2026 р.

ЗАВДАННЯ

на дипломну роботу студенту

Шевчуку Даніілу Олександровичу

1. Тема роботи «Вплив холодного ізостатичного пресування на структуру та механічні властивості твердого сплаву WC-25Co», керівник роботи Шеремет В. І., доктор філософії, затверджені наказом по університету від «__» _____ 2026 р. № _____

2. Термін подання студентом роботи _____

3. Вихідні дані до роботи: актуальність вирішення завдання підвищення властивостей твердого сплаву WC-25Co, діаграми стану, область застосування сплавів з високим вмістом зв'язуючої фази.

4. Зміст роботи: літературний огляд, експериментальна частина, обговорення результатів, організаційно-економічний розділ, розділ охорони праці, висновки, перелік використаної літератури.

5. Перелік ілюстративного матеріалу: тема роботи, мета роботи, основні завдання, методи дослідження, аналіз сучасного стану об'єкту дослідження, вихідні матеріали та методики дослідження, результати металографічних досліджень та дослідження механічних властивостей, результати роботи.

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Охорона праці	Зав. каф. ОППЦБ, д.т.н. Левченко О. Г.		
Організаційно-економічний	Доцент, к.е.н., Нараєвський С. В.		
Експериментальна частина	зав. відділу №4 ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України, к.т.н. Андреев І. В.		

7. Дата видачі завдання 05.02.2026 р.

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання дипломної роботи	Термін виконання етапів роботи	Примітка
1	Літературний та патентний пошук	06.02.2026 – 01.03.2026	
2	Розробка методики експерименту	02.03.2026 – 22.03.2026	
3	Проведення експериментальних досліджень	23.03.2026 – 06.04.2026	
4	Дослідження мікроструктури	07.03.2026 – 08.04.2026	
5	Дослідження мікротвердості	09.04.2026 – 06.05.2026	
6	Оформлення організаційно-економічного розділу та розділу охорони праці	07.05.2026 – 19.05.2026	
7	Оформлення висновків та підготовка до захисту роботи	20.05.2026 – 01.06.2026	
8	Захист дипломної роботи	16.06.2026	

Студент

Данііл ШЕВЧУК

Керівник

Віталій ШЕРЕМЕТ

РЕФЕРАТ

Робота містить: 97 с., 23 рис., 9 табл., 85 джерел.

КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ, МАРТЕНСИТНЕ ФАЗОВЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, ПЛАСТИЧНІСТЬ, РЕНТГЕНОСТРУКТУРНИЙ АНАЛІЗ, ТВЕРДІ СПЛАВИ, ХОЛОДНЕ ІЗОСТАТИЧНЕ ПРЕСУВАННЯ.

Об'єкт дослідження: вольфрамовий твердий сплав WC-25Co оброблений холодним ізостатичним пресуванням до спікання.

Мета роботи – дослідження впливу холодного ізостатичного пресування (до 400 МПа) на зміну структури, фазового складу та механічних властивостей сплаву WC-25Co. Порівняння характеристик сплавів, які пройшли ХІП різних тисків, зі сплавом отриманим одночасним пресуванням.

Методи дослідження та апаратура: твердість вимірювали методом індентування за Віккерсом за допомогою твердоміра Leeb LHBVRV-187.5DX та за Роквеллом за допомогою твердоміра ТК-2. Визначення границі міцності при випробуванні на триточковий вигин проводилося на універсальній машині для механічних випробувань У-10-1.

Коерцитивну силу H_c (А/м) вимірювали на приладі Кобальт-1. Аналіз мікроструктури виконували за допомогою скануючого електронного мікроскопа AxiaChemSem, обладнаному аналізатором TrueSight X. Для аналізу фазового складу досліджуваних матеріалів застосовували дифрактометр ДРОН-4 з використанням $CoK\alpha$ випромінювання.

ABSTRACT

The work contains: 97 p., 23 fig., 9 tabl., 85 refer.

COMPOSITE MATERIALS, MARTENSITIC PHASE TRANSFORMATION, MECHANICAL PROPERTIES, PLASTICITY, X-RAY DIFFRACTION ANALYSIS, CEMENTED CARBIDES, COLD ISOSTATIC PRESSING.

Object of research: WC-25Co tungsten cemented carbide processed by cold isostatic pressing before sintering.

Purpose of the work: To investigate the effect of cold isostatic pressing (up to 400 MPa) on changes in the structure, phase composition, and mechanical properties of the WC-25Co alloy, and to compare the characteristics of the alloys subjected to CIP at various pressures with the alloy obtained solely by uniaxial pressing.

Research methods and instrumentation: Hardness was measured by the Vickers indentation method using a Leeb LHBRV-187.5DX hardness tester and by the Rockwell method using a TK-2 hardness tester. The ultimate flexural strength under three-point bending was determined using a U-10-1 universal mechanical testing machine.

Coercive force H_C (A/m) was measured using a Cobalt-1 device. Microstructural analysis was performed using an AxiaChemiSem scanning electron microscope equipped with a TrueSight X analyzer. X-ray diffraction (XRD) analysis of the phase composition of the materials under study was carried out on a DRON-4 diffractometer using CoK_{α} radiation.

ЗМІСТ

ВСТУП	8
1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД	10
1.1 Класифікація твердих сплавів.....	10
1.1.1 Сплави на основі карбіду вольфраму.....	12
1.1.2 Сплави на основі карбідів титану та вольфраму	14
1.1.3 Сплави на основі карбідів титану, танталу та вольфраму	15
1.2 Діаграма стану системи W-C-Co	17
1.3 Холодне ізостатичне пресування	22
1.4 Властивості твердих сплавів.....	27
1.4.1 Фізичні властивості твердих сплавів	29
1.4.2 Механічні властивості твердих сплавів.....	30
1.4.3 Магнітні властивості твердих сплавів	31
1.4.4 Поліморфізм кобальту в твердих сплавах	31
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ	42
2.1 Підготовка вихідної порошкової суміші	42
2.2 Ізостатичне обтиснення порошкових пресовок до спікання	44
2.3 Рентгеноструктурний аналіз	45
2.4 Дослідження мікроструктури та хімічного складу.....	45
2.5 Визначення фізико-механічних властивостей	46
3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ	47
4 РОЗДІЛ ОХОРОНИ ПРАЦІ	55
4.1 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів (ШНВФ)	56
4.1.1 Небезпека механічного травмування, опіків	56
4.1.2 Інфрачервоне випромінювання	57
4.1.3 Віброакустичні фактори.....	58
4.1.4 Електричні небезпеки.....	59
4.1.5 Пил фіброгенної дії.....	59
4.1.6 Нормативні вимоги безпеки та гігієни праці	60
4.2 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці	64
4.3 Пожежна безпека	66

5 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНА РОЗДІЛ.....	69
5.1 Науково-технічна актуальність НДР	69
5.2 Мета і завдання НДР.....	70
5.3 Розрахунок витрат на проведення НДР	71
5.3.1 Витрати на оплату праці.....	71
5.3.2 Єдиний соціальний внесок.....	73
5.3.3 Витрати на матеріали, що використовуються в роботі.....	73
5.3.4 Витрати на спеціальне обладнання та прилади	74
5.3.5 Витрати на службові відрядження	75
5.3.6 Інші прямі невраховані витрати	75
5.3.7 Накладні витрати.....	75
5.3.8 Планова кошторисна вартість теми	77
5.4 Економічна доцільність НДР	78
5.5 Висновки до організаційно-економічного розділу.....	80
ВИСНОВКИ	81
CONCLUSIONS.....	83
ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕД ПОСИЛАНЬ.....	85

ВСТУП

Тверді сплави системи WC-Co залишаються одними з найважливіших інструментальних та конструкційних матеріалів сучасного виробництва [1]-[3] завдяки унікальному поєднанню високої твердості карбіду вольфраму та здатності кобальтової зв'язуючої поглинати енергію деформації [4], [5] і перешкоджати катастрофічному руйнуванню матеріалу. Особливе місце серед них займають тверді сплави з високим вмістом зв'язуючої фази (більше 15 мас. %) [6], [7]. Вони характеризуються значною пластичністю, вищою ударною в'язкістю і стійкістю до циклічних навантажень порівняно з низькокобальтовими марками.

Завдяки комплексному поєднанню високої міцності, твердості та тріщиностійкості тверді сплави з високим вмістом кобальту набули значного поширення в якості інструменту [8], [9], що працює в умовах екстремальних контактних навантажень і значних локальних деформацій. До таких виробів належать інструменти для обробки металів холодним пластичним поверхневим деформуванням, ролики та наконечники для вигладжування [10], [11], волокни для волочіння дроту та труб, фільтри для екструзії, штамповий інструмент холодного деформування, формуютьовуючі елементи пресового оснащення, а також окремі види гірничого та формувального інструменту. У більшості зазначених випадків довговічність інструменту визначається не лише його твердістю, а й здатністю чинити опір зародженню та поширенню тріщин під час екстремальних умов експлуатації [12], [13].

Відомо, що механічні властивості твердих сплавів значною мірою визначаються структурним станом кобальтової зв'язуючої. Кобальт є поліморфним металом і може існувати у гранецентрованій кубічній (ГЦК) та гексагональній щільнопакованій (ГЦП) кристалічних модифікаціях [14]–[18]. Співвідношення між ними залежить від умов одержання, напружено-деформованого стану, хімічного складу зв'язуючої та особливостей формування структури під час спікання [15], [16], [18]. Значний науковий

інтерес викликає мартенситне перетворення ГЦК→ГЦП у кобальті [18]–[20], яке може відбуватися шляхом миттєвої (бездифузійної) реалізації зовнішніх або внутрішніх напружень.

Численні дослідження свідчать, що збільшення частки ГЦП-модифікації кобальту позитивно впливає на механічні властивості твердих сплавів. ГЦП-Со характеризується вищим опором пластичній деформації та більшою схильністю до деформаційного зміцнення порівняно з ГЦК-Со [21]–[24]. У результаті підвищується твердість і границя міцності композиту, а також змінюється поведінка його руйнування. Траєкторія тріщин стає більш звивистою і супроводжується їх частим розгалуженням, що сприяє додатковому поглинанню енергії руйнування та підвищенню експлуатаційної стійкості інструменту [12], [13], [25].

Упродовж останніх десятиліть було запропоновано декілька підходів до ініціювання мартенситного перетворення в кобальтовій зв'язуючій твердих сплавів. Найбільш дослідженими є глибока криогенна обробка, пластична деформація, високошвидкісне навантаження [23], [24], [26], [27], [28], [29], кульове розмелювання, а також вплив високого гідростатичного тиску [30], [31]. У всіх зазначених випадках рушійною силою фазового перетворення є накопичення дефектів кристалічної будови та зростання локальних напружень у зв'язуючій фазі.

Разом з тим механізми збільшення кількості ГЦП-кобальту в твердих сплавах з високим вмістом кобальту залишаються недостатньо вивченими [14], [15], [21], [32]. Особливо актуальним є встановлення взаємозв'язку між напружено-деформованим станом матеріалу, мартенситним фазовим перетворенням у зв'язуючій складовій, зміною морфології структурних елементів та комплексом механічних властивостей сплаву. Вирішення цього завдання відкриває перспективи створення нових технологічних підходів до керування структурою і фазовим складом твердих сплавів без зміни їх хімічного складу, що становить значний науковий та практичний інтерес.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

Тверді сплави належать до класу металокерамічних композиційних матеріалів, що водночас поєднують надвисоку твердість [1]–[3], міцність і тріщиностійкість [32]. Загалом тверді сплави формуються на основі карбідів, а рідше нітридів і боридів перехідних металів, зокрема вольфраму, титану, танталу та хрому, які поєднуються з металевою матрицею (зазвичай кобальт, нікель або ОЦК/ГЦК сплави), що забезпечує необхідний комплекс механічних властивостей. Характерною особливістю таких матеріалів є здатність зберігати високу твердість та зносостійкість в умовах підвищених температур, які можуть досягати 900 °С [1], [2], [8] та значних локальних навантажень.

Завдяки поєднанню високої твердості, жароміцності та опору зношуванню тверді сплави широко використовуються в інструментальному виробництві для обробки металів різанням, пластичним деформуванням і штампуванням, а також для виготовлення штампового оснащення, матриць, твердосплавних валків прокатного обладнання, елементів гірничодобувного устаткування та деталей підшипникових вузлів [8], [9].

1.1 Класифікація твердих сплавів

Широке застосування твердих сплавів зумовлене значною різноманітністю їх марок і відповідним спектром фізико-механічних та експлуатаційних властивостей [2], [8], [33]. Для систематизації існуючих матеріалів тверді сплави класифікують за способом виготовлення, призначенням та хімічним складом.

За технологією виробництва тверді сплави поділяються на спечені та литі. Спечені тверді сплави отримують методами порошкової металургії шляхом пресування та подальшого спікання порошкових композицій [33], [34]. Такі матеріали характеризуються високою твердістю та зносостійкістю, однак їх суттєвим недоліком є складність механічної обробки через високу

твердість і крихкість структури. У більшості випадків для фінішної обробки використовують алмазне шліфування або фізико-хімічні методи, зокрема травлення та ультразвукову обробку [33]. Крім того, спечені тверді сплави зазвичай виготовляються у вигляді окремих пластин або вставок, які закріплюються на інструменті методом пайки або механічного кріплення.

Литі тверді сплави отримують методами ливарного виробництва [35], [36]. До цієї групи належать стеліти, сормайти та стелітоподібні сплави. Стеліти являють собою сплави на основі кобальту, леговані хромом, вольфрамом та нікелем, тоді як сормайти є залізовмісними сплавами з добавками хрому, нікелю та вуглецю. Основою стелітоподібних сплавів є нікель. На відміну від спечених матеріалів, литі тверді сплави можуть піддаватися механічній та термічній обробці. Найчастіше вони використовуються як матеріали для наплавлення зміцнювальних покриттів і виготовляються у вигляді прутків або стрижнів.

Залежно від властивостей оброблюваного матеріалу та умов різання, відповідно до міжнародної класифікації (ISO 513), тверді сплави поділяються на шість основних груп: P, M, K, N, S та H. Кожна група призначена для ефективної обробки певного класу конструкційних матеріалів.

За функціональним призначенням тверді сплави класифікують на інструментальні, конструкційні та жароміцні (жаростійкі). Найбільш поширеними є інструментальні тверді сплави, які використовуються для виготовлення різального, штампового та гірничодобувного інструменту.

Одним із ключових факторів, що визначає експлуатаційні характеристики твердих сплавів, є їхній хімічний склад. За цією ознакою виділяють чотири основні групи: вольфрамові (WC-Co, група BK), титановольфрамові (WC-TiC-Co, група TK), титанотанталовольфрамові (WC-TiC-TaC(NbC)-Co, група TTK) та безвольфрамові сплави [6], [37].

Досліджуваний у даній роботі сплав WC-25Co належить до групи вольфрамокобальтових твердих сплавів [6], [7]. Його структура складається з карбіду вольфраму, який забезпечує високу твердість і зносостійкість, та

кобальтової зв'язки, що підвищує пластичність і тріщиностійкість матеріалу. Відомо, що зі збільшенням вмісту кобальту та відповідним зменшенням частки карбіду вольфраму підвищується міцність та ударна в'язкість, проте одночасно знижуються твердість і опір абразивному зношуванню [6], [7], [38].

Введення до складу твердих сплавів карбіду титану (TiC) сприяє підвищенню жароміцності та зносостійкості матеріалу, особливо в умовах високошвидкісної обробки. Разом із тим збільшення вмісту TiC, як правило, супроводжується зниженням механічної міцності та тріщиностійкості сплаву [37], [39].

1.1.1 Сплави на основі карбіду вольфраму

Тверді сплави групи ВК належать до однокарбідних композиційних матеріалів, основу яких становить карбід вольфраму (WC), тоді як кобальт (Co) виконує функцію металевої зв'язуючої фази [6], [8]. Поєднання високої твердості карбіду вольфраму та пластичності кобальтової матриці забезпечує оптимальний баланс експлуатаційних характеристик, зокрема високу зносостійкість, достатню міцність і стійкість до динамічних навантажень. У промисловій практиці широкого застосування набули сплави із вмістом кобальту від 3 % до 20 % за масою. Позначення таких сплавів формується з літер «ВК» та числового індексу, що характеризує масову частку кобальту у складі матеріалу.

У межах даного дослідження як матеріал інструментальної частини вивчається твердий сплав WC-25Co, який характеризується підвищеним вмістом зв'язуючої фази та належить до сплавів, призначених для роботи в умовах значних механічних навантажень [6], [7], [32]. На відміну від сплавів із середнім вмістом кобальту, використання WC-25Co забезпечує вищі показники тріщиностійкості та опору руйнуванню, що є визначальним фактором при експлуатації інструменту в умовах ударних і знакозмінних навантажень.

Важливим структурним параметром твердих сплавів є розмір зерен карбідної фази [40]–[42]. Залежно від дисперсності структури розрізняють особливо дрібнозернисті (ОМ), дрібнозернисті (М), середньозернисті та крупнозернисті (В) сплави. Для дрібнозернистих матеріалів характерним є вміст не менше 50 % зерен карбіду розміром близько 1 мкм, середньозернисті сплави мають розмір зерен у межах 2 мкм, тоді як у крупнозернистих сплавах цей показник становить від 2 до 5 мкм. Встановлено, що зменшення розміру зерен сприяє підвищенню твердості матеріалу, тоді як збільшення зернистості, як правило, позитивно впливає на його тріщиностійкість та здатність витримувати ударні навантаження [43]–[45].

Експлуатаційні властивості твердих сплавів визначаються не лише дисперсністю карбідної складової, але й співвідношенням між твердою фазою та металевою зв'язкою. Одним із ключових факторів є вміст кобальту, який істотно впливає на механічні характеристики матеріалу. Зі збільшенням частки кобальтової фази підвищуються показники границі міцності при згині, ударної в'язкості та опору крихкому руйнуванню, хоча при цьому дещо знижуються твердість і зносостійкість [6], [7], [38]. Такий компроміс між твердістю та міцністю визначає раціональні області застосування різних марок твердих сплавів.

З огляду на підвищений вміст кобальту, сплав WC-25Co доцільно використовувати для оснащення інструменту, що експлуатується в особливо важких умовах різання, коли визначальне значення має здатність матеріалу витримувати високі контактні напруження та ударні впливи [7]. Застосування цього сплаву є обґрунтованим під час чорнової обробки заготовок із нерівномірним припуском, при переривчастому різанні, а також під час механічної обробки литих поверхонь і деталей, що характеризуються підвищеною неоднорідністю структури. Підвищена тріщиностійкість та механічна надійність WC-25Co забезпечують стабільність роботи інструменту та зменшують імовірність передчасного руйнування різальної частини, що є важливою передумовою підвищення ефективності технологічного процесу.

1.1.2 Сплави на основі карбідів титану та вольфраму

Титановольфрамкові тверді сплави групи ТК належать до двокарбідних композиційних матеріалів, до складу яких входять карбід вольфраму (WC), карбід титану (TiC) та кобальтова зв'язувальна фаза (Co) [37], [39]. Їх одержують шляхом часткової заміни карбіду вольфраму карбідом титану у складі традиційних вольфрамокобальтових сплавів. Основною перевагою титановольфрамкових сплавів порівняно з однокарбідними сплавами групи ВК є підвищена стійкість до кратерного зношування поверхонь інструменту, що виникає внаслідок інтенсивної взаємодії з оброблюваним матеріалом.

Технологія виготовлення титановольфрамкових сплавів передбачає попереднє одержання порошку твердого розчину карбідів системи TiC - WC, який у подальшому змішують із кобальтовою зв'язкою та піддають процесу спікання. Такий підхід дає змогу зменшити поглинання кисню й азоту в процесі термічної обробки, забезпечити високу щільність спеченого матеріалу та сформувати однорідну мікроструктуру. Рівномірний розподіл карбідних фаз у кобальтовій матриці позитивно впливає на механічні та експлуатаційні характеристики сплаву, зокрема його зносостійкість, стабільність властивостей і довговічність.

Маркування титановольфрамкових твердих сплавів здійснюється за схемою ТхКу, де числові індекси відповідають масовій частці карбіду титану та кобальту відповідно. Співвідношення між зазначеними компонентами істотно впливає на властивості матеріалу. Зменшення вмісту карбіду титану при одночасному збільшенні частки кобальтової зв'язки сприяє підвищенню границі міцності при згині, ударної в'язкості та тріщиностійкості сплавів, проте супроводжується певним зниженням твердості, теплостійкості та різальної здатності інструментального матеріалу [37].

Залежно від концентрації карбіду титану титановольфрамкові сплави поділяють на три основні групи. Малотитанові сплави (Т5К12, Т5К10) характеризуються підвищеною міцністю та застосовуються переважно для

чорнової обробки вуглецевих і легованих сталей. Середньотитанові сплави (Т14К8, Т15К6) використовують під час напівчистої та чистої обробки конструкційних сталей. Високотитанові сплави (Т30К4) відзначаються найбільшою твердістю та зносостійкістю серед матеріалів цієї групи, однак характеризуються нижчими показниками міцності, що обмежує сферу їх застосування переважно операціями чистої обробки незагартованих сталей.

Порівняно з вольфрамокобальтовими твердими сплавами, титановольфрамові сплави характеризуються вищими показниками твердості, теплостійкості та опору окисненню за підвищених температур. Разом із тим для них властиві нижчі значення теплопровідності, електропровідності та модуля пружності. Серед представників цієї групи найбільшою міцністю характеризується сплав Т5К10, тоді як сплав Т30К4 демонструє максимальну твердість і найвищу здатність зберігати різальні властивості в умовах високотемпературної експлуатації [37], [39].

Незважаючи на високі експлуатаційні характеристики титановольфрамових твердих сплавів, у межах даного дослідження об'єктом вивчення є вольфрамокобальтовий твердий сплав WC-25Co. Вибір цього матеріалу обумовлений його високими показниками міцності, підвищеною тріщиностійкістю та здатністю ефективно протистояти руйнуванню під дією значних механічних і ударних навантажень. Завдяки підвищеному вмісту кобальтової зв'язки сплав WC-25Co забезпечує надійну роботу інструменту під час поверхневого холодного пластичного деформування та інших важких режимів обробки, де визначальне значення мають не лише твердість і зносостійкість, а й опір крихкому руйнуванню та експлуатаційна надійність.

1.1.3 Сплави на основі карбідів титану, танталу та вольфраму

Титанотанталовольфрамові тверді сплави належать до багатокомпонентних композиційних матеріалів, до складу яких входять карбіди титану, танталу та вольфраму, а також кобальтова зв'язувальна фаза.

Їх мікроструктура представлена трьома основними складовими: карбідною твердою фазою типу $(\text{Ti}, \text{W}, \text{Ta})\text{C}$, окремими зернами карбіду вольфраму (WC) та металевою кобальтовою матрицею. Поєднання зазначених структурних компонентів забезпечує формування комплексу експлуатаційних властивостей, необхідних для роботи інструменту в умовах підвищених температур і значних механічних навантажень.

Введення карбіду танталу до складу титановольфрамових сплавів суттєво впливає на їх фізико-механічні характеристики та експлуатаційну надійність порівняно з одно- та двокарбідними системами. Зокрема, легування карбідом танталу сприяє підвищенню границі міцності при згині, твердості та червоностійкості, а також покращує стійкість матеріалу до окиснення за підвищених температур. Крім того, карбід танталу ефективно гальмує процеси росту зерен під час спікання, що забезпечує формування більш дисперсної та стабільної мікроструктури і позитивно позначається на зносостійкості та довговічності інструментального матеріалу.

Завдяки підвищеній теплостійкості та здатності зберігати різальні властивості в умовах інтенсивного теплового навантаження титанотанталовольфраміві сплави застосовують переважно для високопродуктивної обробки легованих і жароміцних сталей, коли температура в зоні різання досягає значних значень. Водночас підвищення вмісту карбідів титану та танталу, незважаючи на позитивний вплив на твердість і термічну стабільність, може супроводжуватися зниженням ударної в'язкості та опору крихкому руйнуванню, що обмежує використання таких матеріалів в умовах переривчастого різання та ударних навантажень.

Незважаючи на високі експлуатаційні характеристики титанотанталовольфрамових твердих сплавів, у межах даного дослідження об'єктом вивчення є вольфрамокобальтовий твердий сплав WC-25Co. Вибір саме цього матеріалу обумовлений необхідністю забезпечення підвищеної механічної надійності інструменту в умовах значних динамічних навантажень. Високий вміст кобальтової зв'язки у сплаві WC-25Co забезпечує його

підвищену тріщиностійкість, опір крихкому руйнуванню та здатність ефективно працювати в умовах важких режимів обробки холодним пластичним поверхневим деформуванням, де визначальне значення мають міцність і експлуатаційна стабільність інструменту.

1.2 Діаграма стану системи W-C-Co

Діаграма стану системи W-C-Co, подана у вигляді концентраційного трикутника (рис. 1.1), є важливим інструментом для аналізу фазових перетворень, що відбуваються під час спікання та формування структури вольфрамокобальтових твердих сплавів [39], [46], [47]. Вона дозволяє визначити області існування окремих фаз, оцінити умови утворення структурних складових та прогнозувати зміну фазового складу залежно від температури й концентрації складових. Аналіз діаграми стану має принципове значення для вибору технологічних режимів виготовлення твердих сплавів і забезпечення необхідного комплексу їх експлуатаційних характеристик.

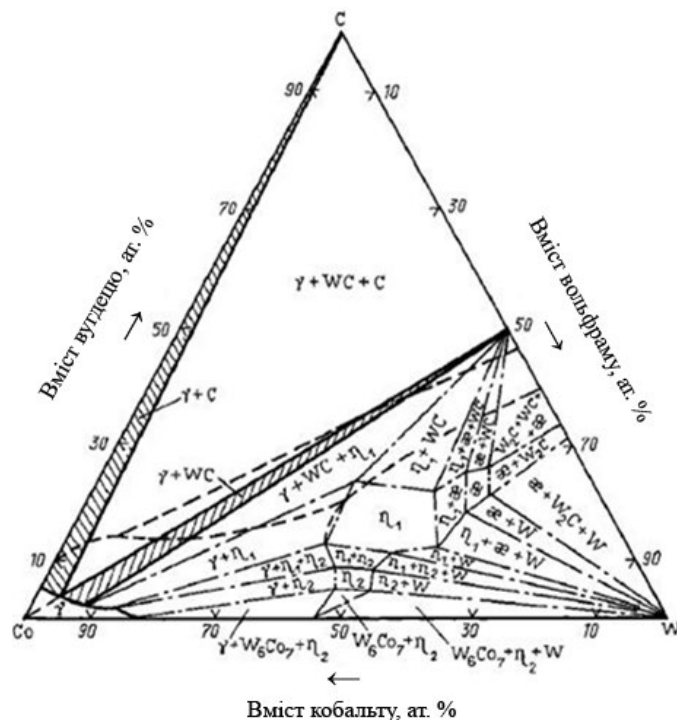


Рисунок 1.1 – Діаграма стану системи W-C-Co з фазовими полями за температури затвердіння сплавів [47]

Карбід вольфраму (WC) є основною високомодульною фазою вольфрамокобальтових твердих сплавів і характеризується високою температурою плавлення, значною зносостійкістю та здатністю зберігати підвищену твердість за екстремальних умов експлуатації [36], [43], [44]. Він належить до карбідів впровадження, містить близько 6,1 % мас. вуглецю та практично не має області гомогенності. Кристалічна структура карбіду вольфраму виявляє виражену анізотропію механічних властивостей, унаслідок чого значення мікротвердості залежать від кристалографічної орієнтації зерен і може змінюватися в межах від 13 ГПа до 22 ГПа .

Результати експериментальних досліджень свідчать, що за стехіометричного вмісту вуглецю розчинність карбіду вольфраму в кобальтовій γ -фазі при температурі евтектичного перетворення ($\gamma + WC$) становить близько 10 % мас [15], [46], [47]. Із пониженням температури цей показник поступово зменшується та досягає приблизно 4 % при 1000 °C і менше 1 % за кімнатної температури. Зазначені закономірності суттєво впливають на процеси структуроутворення, характер виділення вторинних фаз і формування кінцевих властивостей спеченого матеріалу.

Для кожної конкретної марки твердого сплаву ширина двофазної області за вмістом вуглецю визначається переважно граничною розчинністю вуглецю та вольфраму в γ -фазі кобальтової матриці. Відхилення від оптимального вуглецевого балансу може призводити до утворення небажаних фазових складових, зокрема графіту при надлишку вуглецю або η -фази типу Co_3W_3C і Co_6W_6C при його дефіциті [48], [49]. Формування таких фаз негативно впливає на механічні властивості сплаву, знижуючи його міцність, тріщиностійкість та експлуатаційну надійність.

У випадку вольфрамокобальтового твердого сплаву WC-25Co, який є об'єктом даного дослідження, контроль фазового складу та підтримання оптимального співвідношення між карбідною та кобальтовою складовими мають особливе значення. Підвищений вміст кобальтової зв'язки забезпечує високий рівень опору крихкому руйнуванню та ударним навантаженням,

однак вимагає суворого дотримання технологічних параметрів спікання для запобігання утворенню дефектних фаз і забезпечення стабільності структури матеріалу. Саме оптимізація фазового складу є однією з ключових умов отримання необхідного поєднання міцності, тріщиностійкості та зносостійкості сплаву WC-25Co.

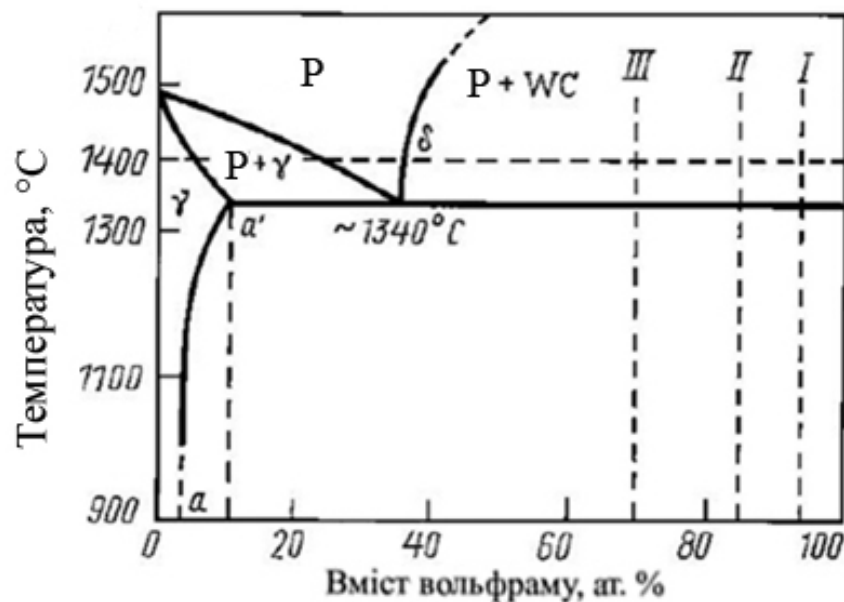
Розташування двофазної області WC + γ у концентраційному трикутнику системи W-C-Co відносно лінії розрізу Co-WC та її протяжність мають суттєве практичне значення, оскільки визначають допустимі межі коливань вмісту вуглецю в промислових вольфрамокобальтових сплавах без утворення небажаних третіх фаз, зокрема графіту або η -фази. Порухення цих меж призводить до формування нестабільних фазових станів, що негативно впливають на механічні та експлуатаційні характеристики матеріалу [50].

Відповідно до результатів досліджень, положення межі області з боку зниженого вмісту вуглецю відносно перерізу WC-Co відповідає критичним концентраціям вуглецю для сплавів із різним вмістом кобальту. Зокрема, для сплавів із 80 % Co критичний вміст вуглецю становить близько 0,90 % C; для 55 % Co - 0,70 % C; для 25 % Co - 0,52 % C; для 10 % Co - 0,18 % C; для 4 % Co - приблизно 0,04–0,07 % C. При значному дефіциті вуглецю в структурі сплаву ініціюється утворення η -фази (карбідної фази типу Co-W-C), що зумовлює перехід системи в трифазний стан і супроводжується істотним погіршенням механічних властивостей, зокрема зниженням тріщиностійкості та підвищенням крихкості.

Дж. Герленд дослідив частковий переріз діаграми стану через кут C та встановив, що у сплавах із вмістом вуглецю 6,06 % – 6,12 % реалізується рівноважна кристалізація лише двох фаз — WC і γ -кобальтової матриці. Водночас при зниженні вмісту вуглецю до 6,00 % – 6,06 %, навіть у межах рівноважної області WC + γ , за умов швидкого охолодження з температур близько 1350 °C можливе метастабільне утворення η -фази. Це пов'язано з кінетичними обмеженнями дифузійних процесів і відхиленням системи від рівноважного стану.

Морфологічно двофазна структура $WC + \gamma$ характеризується голчастою будовою карбідної складової, тоді як η -фаза має більш жорстку скелетну морфологію, що свідчить про її крихкий характер і негативний вплив на експлуатаційні властивості сплавів.

Узагальнюючи, слід зазначити, що аналіз фазоутворення в сплавах на основі монокарбіду вольфраму доцільно виконувати на основі перерізу вздовж лінії Co-WC діаграми стану системи W-C-Co (рис. 1.2), що дозволяє визначити умови стабільності робочої двофазної області та межі утворення небажаних структурних складових.



I – сплав WC-6Co; *II* – сплав WC-15Co; *III* – сплав WC-30Co

Рисунок 1.2 – Спрощений фазовий переріз по лінії Co-WC діаграми стану системи W-C-Co [49]

У системі W-C (рис. 1.3) виділяють такі основні фази:

- рідка фаза (розплав системи);
- тверді розчини на основі вольфраму, вуглецю та карбідних сполук;
- хімічні сполуки карбідного типу, зокрема W_2C і монокарбід WC;
- структурно вільний вуглець (графіт).

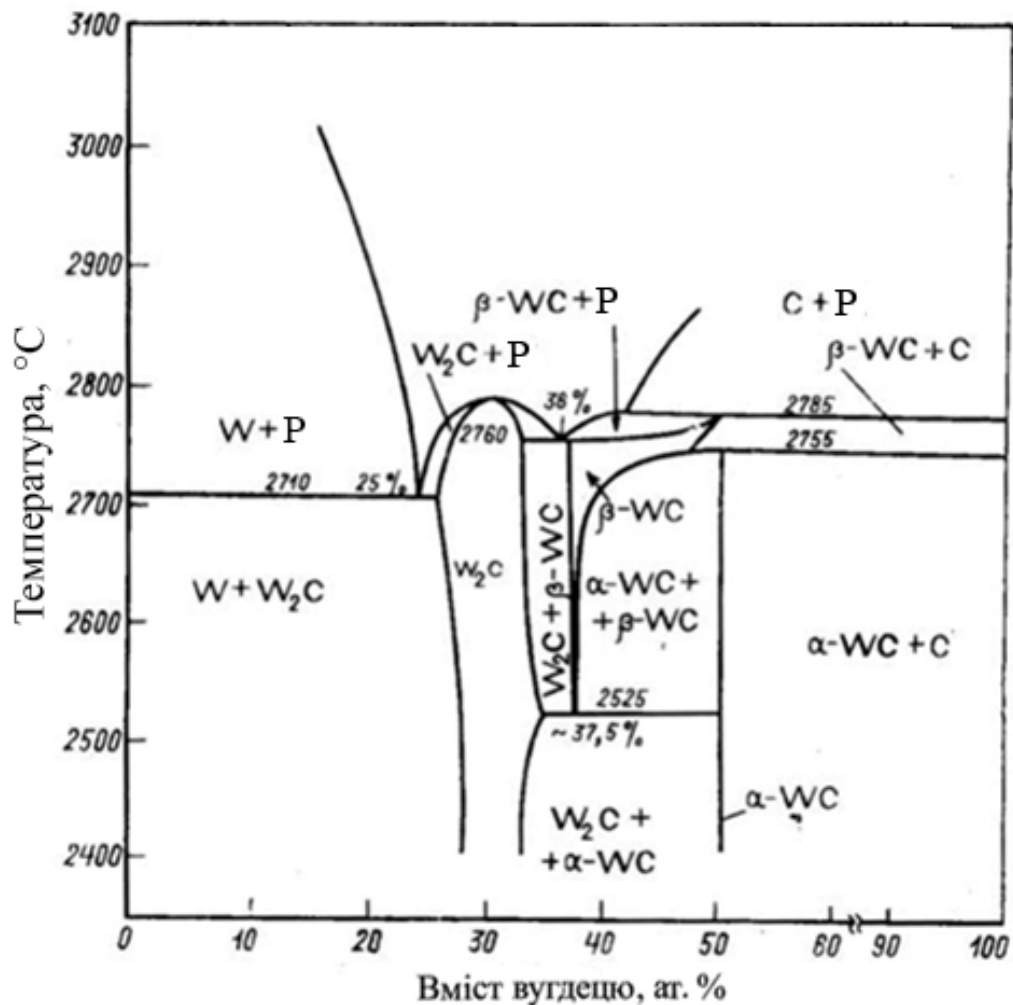


Рисунок 1.3 – Діаграма подвійної системи W-C [49]

Рідка фаза системи W-C являє собою високотемпературний розплав, у якому вольфрам і вуглець перебувають у стані взаємної розчинності. За температур, вищих за лінію ліквідусу, система характеризується існуванням єдиної гомогенної рідкої фази, яку в першому наближенні можна розглядати як неперервний розчин компонентів у концентраційному діапазоні від 0 % до 100 %. У разі зниження температури нижче лінії ліквідусу розпочинається кристалізація карбідних фаз, що супроводжується формуванням твердофазної структури сплаву та переходом системи у відповідні фазові області.

Формування карбідних сполук у системі W-C визначається термодинамічними умовами рівноваги та кінетикою фазових перетворень, за яких послідовно утворюються W_2C і WC як основні стабільні карбідні фази. Наявність вільного вуглецю у вигляді графіту свідчить про порушення

стехіометричного балансу та зміщення системи в область надлишку вуглецю, що істотно впливає на подальше формування структури й властивостей матеріалу.

Таким чином, фазовий склад системи W-C визначається температурно-концентраційними умовами та відіграє ключову роль у формуванні структури вольфрамокарбідних матеріалів, які використовуються у виробництві твердих сплавів інструментального призначення.

Карбід вольфраму W_2C містить близько 30 % мас. вуглецю та характеризується наявністю області гомогенності. Температура плавлення W_2C становить приблизно 2760 °C, що свідчить про його високу термічну стабільність у порівнянні з більшістю карбідних фаз системи W-C.

Монокарбід вольфраму WC існує у двох кристалічних модифікаціях: α -WC (гексагональна структура), яка є термодинамічно стабільною при нормальних умовах, та β -WC (гранецентровано-кубічна структура), що стабілізується лише за високих температур. Перехід між цими модифікаціями визначається температурними умовами та особливостями фазової рівноваги в системі.

У двофазних областях системи W-C встановлюється рівновага між такими фазами: рідкий розплав і кристали вольфраму; рідкий розплав і кристали графіту; рідкий розплав і кристали W_2C ; рідкий розплав і кристали β -WC. Формування конкретної двофазної рівноваги визначається температурно-концентраційними умовами та характером кристалізації карбідних фаз.

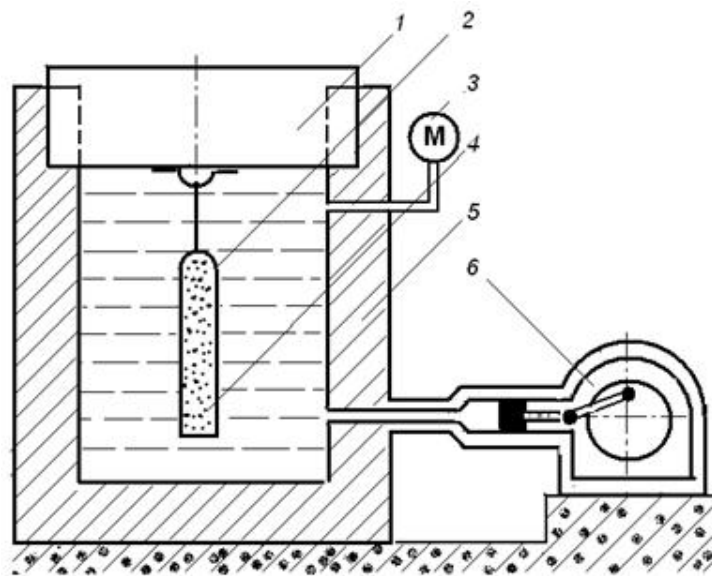
1.3 Холодне ізостатичне пресування

Основною перевагою холодного ізостатичного пресування порівняно з класичними методами формування порошкових матеріалів є забезпечення формування виробів із рівномірним розподілом щільності по всьому об'єму заготовки [51], [52]. Досягнення такого ефекту зумовлене рівномірною

передачею гідростатичного тиску через робочу рідину до кожної ділянки поверхні порошкової маси або заготовки, що дозволяє мінімізувати градієнти щільності та внутрішні дефекти структури.

У процесі холодного ізостатичного пресування порошок або попередньо сформована заготовка розміщується в герметичній еластичній оболонці, яка поміщається в камеру високого тиску. Під дією робочої рідини створюється всебічне рівномірне стискання, що забезпечує ущільнення матеріалу в усіх напрямках та формування більш однорідної структури порівняно з одновісним пресуванням. Залежно від конструктивних особливостей обладнання та способу герметизації оболонки розрізняють технології «сухого» та «мокрого» чохла.

При реалізації методу «мокрого» чохла (рис. 1.4) порошкова суміш або попередньо сформована заготовка поміщається в еластичну оболонку, яка герметизується та піддається вакуумуванню для видалення повітря і газів із внутрішнього об'єму.



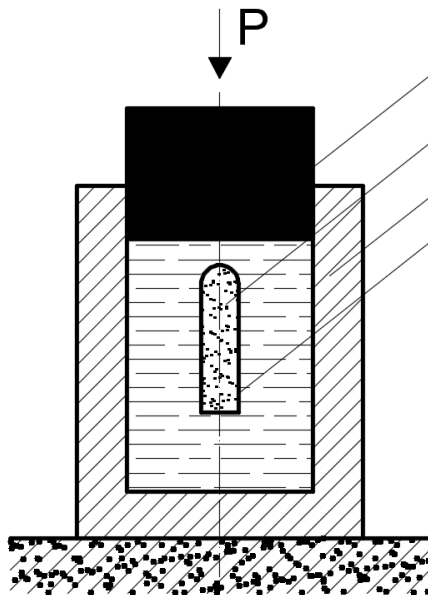
- 1 – герметизуюча кришка; 2 – еластична оболонка; 3 – манометр;
4 – порошок, який ущільнюється; 5 – корпус камери високого тиску;
6 – компресор

Рисунок 1.4 – Конструктивна схема установки холодного ізостатичного пресування (метод «мокрого» чохла) [52]

Після цього підготовлений пакет завантажується в робочу камеру установки. Камера герметично закривається, після чого в неї за допомогою насосно-компресорного обладнання подається робоча рідина, що забезпечує формування ізотропного тиску на заготовку та її рівномірне ущільнення.

Підвищення тиску в робочій камері до рівня 600 МПа і вище здійснюється шляхом нагнітання робочої рідини за допомогою компресорної системи високого тиску, що забезпечує формування необхідного ізо статичного навантаження на заготовку. Такий спосіб дозволяє досягати стабільних параметрів тиску та рівномірного розподілу напружень у робочому об'ємі, що є критично важливим для процесів ущільнення порошкових матеріалів.

Крім того, застосовується альтернативна конструктивна схема (рис. 1.5), у якій створення високого тиску реалізується за рахунок механічного стискання робочої рідини штоком у замкненому об'ємі камери високого тиску.



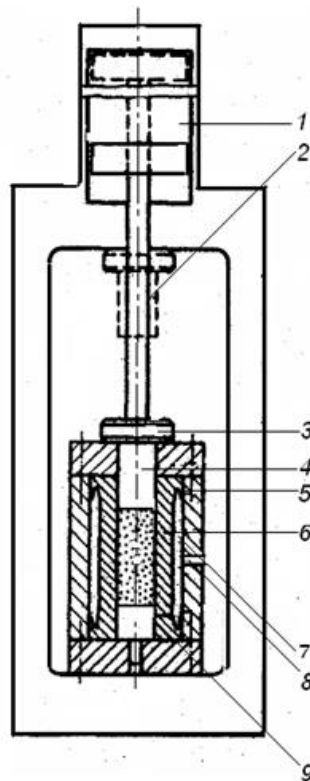
1 – рухомий шток; *2* – вихідна порошкова маса; *3* – робоча камера високого тиску; *4* – ущільнений порошковий матеріал після пресування;

P – зовнішнє навантаження (ізо статичний тиск)

Рисунок 1.5 – Конструктивна схема установки мультиплікаційного типу для отримання високого ізо статичного тиску

Такий принцип дії забезпечує формування ізостатичного тиску без необхідності використання зовнішніх гідравлічних насосних систем високого тиску, що може спрощувати конструкцію установки та підвищувати її енергетичну ефективність.

Істотних конструктивних змін зазнали установки ізостатичного пресування, що реалізують технологію «сухого» чохла. На відміну від систем «мокрого» типу, де робоча рідина безпосередньо контактує з еластичною оболонкою у робочій камері, в установках «сухого» типу гідростатичне середовище повністю ізольоване від порошкового матеріалу та відділене від нього герметичним еластомерним манжетом (рис. 1.6) [51].



- 1 – система керування заглушкою; 2 – верхнє положення заглушки;
 3 – нижнє положення заглушки; 4 – верхній пуансон; 5 – герметизуючий еластомерний манжет (оболонка для ізоляції робочого середовища);
 6 – встановлений контейнер (чохол) для порошкової заготовки; 7 – камера високого тиску; 8 – канал подачі робочої рідини; 9 – нижній пуансон

Рисунок 1.6 – Конструктивна схема установки ізостатичного пресування за методом «сухого» чохла [51]

З матеріалознавчої точки зору така схема навантаження змінює характер передачі напружень у системі «робоча рідина – еластична оболонка – порошкове тіло». Унаслідок наявності додаткового не еластичного елемента відбувається часткове відхилення від ідеально гідростатичного стану напружень, що може призводити до появи градієнтів локальної щільності на мікро- та мезорівні порошкової заготовки. Це особливо критично для ультратвердих систем на основі WC-Co, де кінцева структура формується в результаті ущільнення жорстких карбідних частинок у кобальтовій зв'язці.

Впровадження конструкції «сухого» чохла дозволило суттєво підвищити технологічну повторюваність процесу та рівень автоматизації виробництва. Зменшення прямого контакту порошкової заготовки з елементами робочого середовища знижує ризик контамінації та підвищує стабільність геометричних параметрів виробів. Крім того, спрощується цикл завантаження/вивантаження, що позитивно впливає на продуктивність процесу та масштабованість технології.

Водночас із точки зору порошкової металургії основним обмеженням «сухого» ізостатичного пресування є відхилення від ідеального ізотропного поля напружень. Це може проявлятися у вигляді незначної анізотропії ущільнення, локальної неоднорідності пористості на стадії компактування та, як наслідок, у формуванні мікроструктурної неоднорідності після спікання. Для карбід-вольфрамових систем це може впливати на розподіл кобальтової фази та локальну концентрацію дефектів типу мікропор і агломератів карбідних частинок, що є критичними з точки зору тріщиностійкості та експлуатаційної довговічності твердого сплаву.

Застосування холодного ізостатичного пресування (ХІП) при одержанні твердого сплаву WC-25Co дозволяє без зміни хімічного складу вихідної шихти суттєво покращити комплекс структурно-чутливих і експлуатаційних характеристик матеріалу. Введення стадії ХІП у технологічний маршрут схеми одержання не потребує принципової модифікації базової схеми виробництва,

проте істотно впливає на якість сформованого компакту та подальшу кінетику ущільнення під час спікання.

З матеріалознавчої точки зору ключовим ефектом холодного ізостатичного пресування є зменшення градієнтів щільності в об'ємі заготовки та підвищення однорідності пакування частинок карбідної фази WC у кобальтовій матриці. Це сприяє зниженню концентрації дефектів типу залишкової пористості та локальних зон недостатнього ущільнення, які є критичними центрами зародження тріщин у сплавах системи WC-Co [53].

Відносно низька енергоємність обладнання [54] у порівнянні з альтернативними методами високоенергетичного впливу, а також можливість отримання стабільної та відтворюваної мікроструктури [55] зумовлюють високий інтерес до застосування холодного ізостатичного пресування в сучасному виробництві твердих сплавів. Особливо це актуально для сплавів підвищеної кобальтової насиченості, таких як WC-25Co, де вимоги до тріщиностійкості та структурної однорідності є визначальними для забезпечення експлуатаційної надійності інструменту.

1.4 Властивості твердих сплавів

Будь-які зміни технології одержання або хімічного складу матеріалу неминуче призводять до модифікації його структури та, як наслідок, експлуатаційних характеристик. Тверді сплави на основі системи WC-Co не є винятком із цього загального матеріалознавчого принципу. Регулювання властивостей таких матеріалів досягається переважно шляхом варіювання хімічного складу, керованої модифікації мікроструктури, а також застосування фізико-механічних впливів, зокрема механічної активації або магнітно-абразивної обробки [1], [2], [5]. У ряді випадків спостерігається синергетичний ефект при одночасній дії декількох технологічних факторів або їх взаємному ініціюванні.

Серед характеристик твердих сплавів особливе значення мають механічні властивості, які визначають їх експлуатаційну витривалість. До ключових параметрів відносять твердість, міцність і зносостійкість, що в сукупності формують інтегральний показник функціональної ефективності матеріалу. З матеріалознавчої точки зору ідеальний твердий сплав повинен одночасно володіти максимальними значеннями зазначених властивостей, однак на практиці завдання полягає у досягненні їх раціонального балансу, тобто так званого оптимуму властивостей («золотої середини»), який визначається умовами конкретного технологічного застосування.

Властивості твердих сплавів різного хімічного складу наведено в таблиці 1.1.

Таблиця 1.1 – Механічні та фізичні властивості сплавів системи WC-Co

Характеристики/Сплав	WC-6Co- 0,3VC	WC-25Co
Щільність, г/см ³	14,8 - 15,1	13,2 - 13,8
Коефіцієнт теплопровідності, Вт / (м · ° С)	67	55 - 70
Границя міцності при випробуванні на треточковий вигин, МПа	1420	1800 - 2500
Границя міцності на стиснення, МПа	4300 - 4900	3500 - 4500
Модуль пружності, ГПа	630	500 - 560
Червоностійкість, °С	1050 - 1100	850 - 950
Твердість, HRA	90	84 - 87

Тверді сплави системи WC-Co належать до класу високоефективних інструментальних матеріалів, що застосовуються в умовах дії значних механічних і термічних навантажень. Одним із представників таких матеріалів є сплав WC-25C, експлуатаційні властивості якого визначаються співвідношенням карбідної та зв'язувальної фаз, а також особливостями його

мікроструктури. Тому встановлення закономірностей впливу фазового та структурного стану на фізико-механічні властивості сплаву WC-25C є важливим етапом розроблення та вдосконалення сучасних твердосплавних матеріалів.

1.4.1 Фізичні властивості твердих сплавів

Однією з основних фізичних характеристик твердих сплавів є питома густина (щільність), яка є непрямым індикатором ступеня об'ємної пористості матеріалу. Для спечених твердих сплавів системи WC-Co залишкова пористість, як правило, знаходиться в межах 1 %, що істотно впливає на експлуатаційні властивості. Зі зростанням щільності якість сплаву, зокрема його структурна однорідність та міцність, підвищується. При цьому збільшення вмісту кобальтової зв'язки та карбідів титану і танталу, як правило, призводить до зниження загальної густини матеріалу через різницю густин фазових складових.

На відміну від інструментальних сталей, для яких характерне переважно абразивне зношування, твердосплавний інструмент працює в умовах високих контактних температур та інтенсивного термомеханічного навантаження. У цьому контексті важливою експлуатаційною характеристикою є теплопровідність [56]. За низьких значень теплопровідності теплота, що генерується в контакту з оброблюваним матеріалом, сприяє інтенсивному термічному зношуванню та прискореному деградуванню інструменту. Навпаки, підвищена теплопровідність забезпечує ефективніший відвід тепла від робочої зони та підвищує термостійкість і довговічність інструмента. Зменшення вмісту карбідної фази та зниження пористості сприяють зростанню теплопровідності сплавів.

Червоностійкість характеризує здатність матеріалу зберігати свої механічні властивості при підвищених температурах (приблизно 800 °C і вище). У загальному випадку титановольфрамкові тверді сплави демонструють

вищу червоностійкість порівняно з вольфрамокобальтовими сплавами, що зумовлено їх структурними особливостями та підвищеною термічною стабільністю карбідної фази.

1.4.2 Механічні властивості твердих сплавів

Однією з найважливіших механічних характеристик твердих сплавів є твердість, яка значною мірою визначає їх зносостійкість та опір пластичній деформації в умовах контактного навантаження. Високі значення твердості забезпечуються наявністю карбідної фази, основним компонентом якої є карбід вольфраму (WC). Величина твердості істотно залежить від співвідношення між карбідною фазою та кобальтовою зв'язкою, а також від дисперсності мікроструктури. Зменшення середнього розміру зерен карбіду вольфраму, як правило, призводить до підвищення твердості сплаву внаслідок збільшення сумарної площі міжфазних меж та обмеження руху дислокацій у кобальтовій матриці.

Важливою характеристикою механічної міцності твердих сплавів є границя міцності при випробуванні на триточковий вигин, яка визначає здатність матеріалу чинити опір руйнуванню під дією згинальних напружень [6], [38]. Для сплавів системи WC-Co підвищення вмісту кобальтової зв'язки, як правило, сприяє зростанню міцності при згині завдяки підвищенню пластичної складової деформації та здатності матеріалу до енергопоглинання перед руйнуванням. Водночас надмірне зростання частки кобальту може супроводжуватися зниженням твердості та зносостійкості, що вказує на необхідність оптимізації фазового складу.

Границя міцності при стисканні є ключовим показником для твердих сплавів, що працюють в умовах високих контактних навантажень. Її величина визначається мікроструктурними параметрами, зокрема розміром зерен карбідної фази, рівнем залишкової пористості та рівномірністю розподілу кобальтової зв'язки. Формування дрібнозернистої структури сприяє

підвищенню міцності при стисканні, тоді як укрупнення зерен карбідної фази та наявність структурних неоднорідностей призводять до її зниження.

Ударна в'язкість характеризує здатність матеріалу до поглинання енергії ударного навантаження без крихкого руйнування. Для твердих сплавів системи WC - Co підвищення вмісту кобальтової зв'язки зазвичай супроводжується зростанням ударної в'язкості внаслідок збільшення пластичної деформаційної здатності кобальтової матриці. Додатково на цей показник істотно впливають морфологія карбідної фази, розмір зерен WC та характер розподілу фаз, які визначають зародження та розвиток мікротріщин у матеріалі.

1.4.3 Магнітні властивості твердих сплавів

З огляду на те, що коерцитивна сила належить до структурно-чутливих параметрів, її зміни можуть бути використані як непрямий індикатор варіацій дисперсності кобальтової фази, зокрема її зростання, що супроводжується підвищенням значень цієї характеристики [49].

Виміряні величини коерцитивної сили корелюють з іншими властивостями матеріалу, оскільки ступінь дисперсності структурних компонентів суттєво впливає на формування фізико-механічних показників.

Підвищення дисперсності кобальтової складової, як правило, призводить до збільшення коерцитивної сили.

1.4.4 Поліморфізм кобальту в твердих сплавах

У більшості промислових марок твердих сплавів як металеву зв'язуючу фазу застосовують кобальт [1], [2], [14]. Цей метал характеризується поліморфізмом і може існувати у двох кристалічних модифікаціях: гранецентрованій кубічній (ГЦК), яка є стабільною за температур вище 422 °С, та гексагональній щільнопакованій (ГЦП), що формується за температур

нижче 422 °С. Крім того, кобальт зберігає феромагнітні властивості до температури Кюрі, яка становить 1121 °С, завдяки чому магнітні характеристики можуть бути використані для оцінювання складу та структурного стану твердих сплавів системи WC-Co.

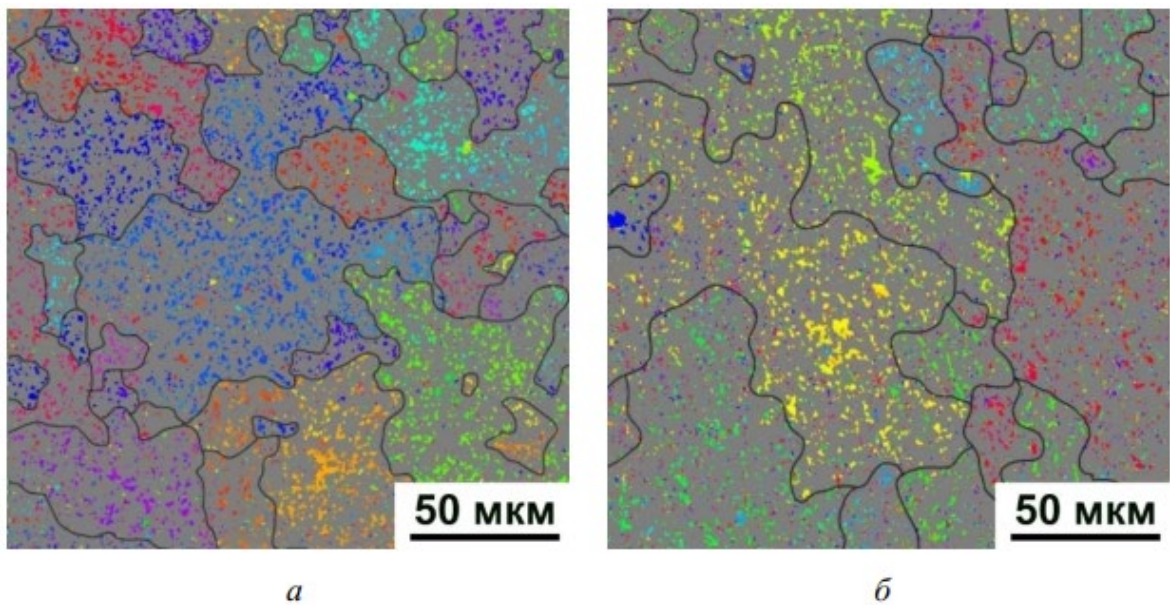
Густина ГЦК-модифікації кобальту дорівнює 8,80 г/см³, тоді як для ГЦП-Co цей показник становить 8,85 г/см³. Внаслідок цього за однакової маси об'єм ГЦК-фази приблизно на 1,5 % перевищує об'єм ГЦП-фази [2], [14].

На рисунку 1.7 наведено EBSD-карти розподілу ГЦК-Co у структурі вольфрамокобальтового твердого сплаву після охолодження від температури спікання зі швидкістю 0,4 °С/хв (рис. 1.7 а) та 14,0 °С/хв (рис. 1.7 б). Отримані результати свідчать, що середній розмір монокристалічних областей кобальту у структурі сплаву перевищує 100 мкм. За даними роботи, розміри таких областей можуть досягати 500 мкм [14], [15].

Формування великих зерен ГЦК-Co під час охолодження після спікання може бути пов'язане або з невеликою кількістю центрів рекристалізації кобальту, або з інтенсивним ростом окремих переважно орієнтованих зерен, які, розвиваючись із незначної кількості зародків, поглинають інші центри рекристалізації [16].

Як зазначалося раніше, для чистого кобальту за кімнатної температури термодинамічно стабільною є ГЦП-модифікація. Проте у твердих сплавах WC-Co кобальтова зв'язка містить значну кількість розчиненого вольфраму, який сприяє стабілізації високотемпературної ГЦК-фази навіть за кімнатної температури, де вона перебуває у метастабільному стані [15], [57].

Незважаючи на те, що після спікання у традиційних твердих сплавах WC-Co кобальтова зв'язка переважно представлена ГЦК-модифікацією, у структурі матеріалу завжди присутня певна кількість ГЦП - Co.



a - охолодження зі швидкістю $0,4\text{ }^{\circ}\text{C/хв}$; *б* - охолодження зі швидкістю $14,0\text{ }^{\circ}\text{C/хв}$.

Рисунок 1.7 – Розподіл кристалографічних орієнтацій зерен ГЦК-Со, визначений методом дифракції відбитих електронів (EBSD) на поверхні твердого сплаву WC-Co після охолодження від температури спікання з різною швидкістю [14]

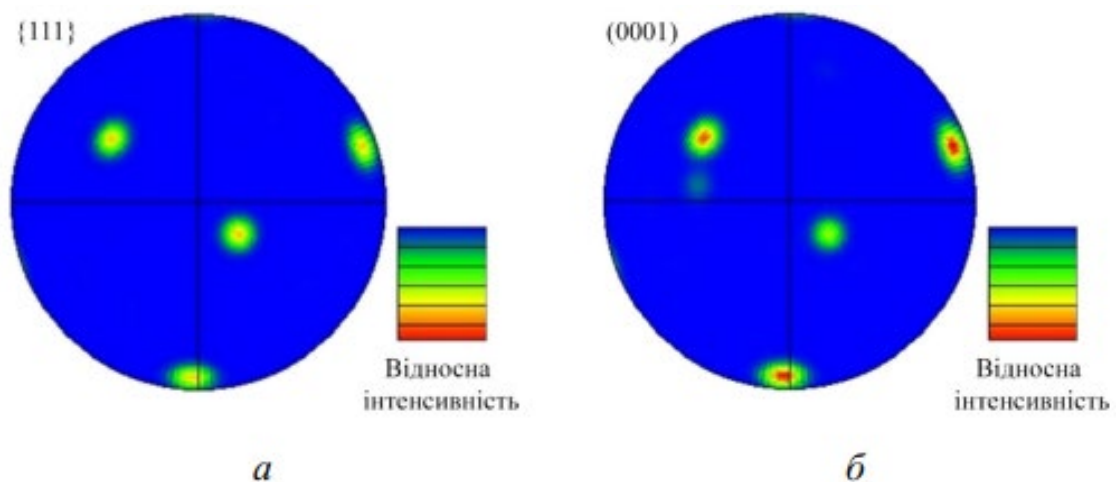
Показано, що варіювання термодинамічних умов процесу спікання дозволяє контролювати такі структурні параметри композиту, як середній розмір зерен WC, товщину кобальтових прошарків, площу монокристалічних областей Со, а також співвідношення між ГЦК і ГЦП поліморфними модифікаціями кобальту.

З рисунка 1.7 видно, що області кобальту з ідентичною кристалографічною орієнтацією є значно більшими за розміри зерен WC та окремих кобальтових прошарків між ними [16], [50]. Це вказує на формування мезоструктурного «скелета» в кобальтовій матриці.

Порівняння розподілу ГЦП-Со та областей ГЦК-Со показує, що перехід у гексагональну фазу переважно відбувається в ділянках ГЦК-кобальту з певною кристалографічною орієнтацією відносно напрямку прикладеного навантаження, яке ініціює мартенситне перетворення типу ГЦК→ГЦП.

Для більш детального аналізу механізму цього фазового переходу за допомогою дифракції відбитих електронів були побудовані полюсні фігури (ПФ) для площин $\{111\}$ ГЦК та (0001) ГЦП кобальту (рис. 1.8) [17]. Отримані ПФ демонструють виражену кристалографічну відповідність між площинами $\{111\}$ ГЦК-Со та (0001) ГЦП-Со, що підтверджує орієнтаційний зв'язок між вихідною ГЦК-фазою та новоутвореною ГЦП-фазою [19], [20].

Крім того, аналіз полюсних фігур свідчить, що всі виявлені області ГЦП-Со формуються внаслідок перетворення з одного зерна ГЦК-Со.



a - площини $\{111\}$ ГЦК-Со; *б* - площини (0001) ГЦП-Со.

Рисунок 1.8 – Полюсні фігури ГЦК та ГЦП поліморфних модифікацій кобальту, отримані за результатами EBSD-аналізу [17]

Відомо, що під дією механічного навантаження кобальт у твердих сплавах системи WC-Co здатний зазнавати мартенситного перетворення з ГЦК у ГЦП кристалічну ґратку [18], [19], [25]. Після завершення процесу спікання та подальшого охолодження зв'язуюча фаза таких сплавів представлена стабільними зернами ГЦК-Со. Водночас через суттєву різницю коефіцієнтів термічного розширення WC ($5,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) і Co ($14,2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) у структурі матеріалу під час охолодження формуються внутрішні термічні напруження [58]–[62]. Розподіл залишкових термічних напружень у фазах композиту WC - Co описується рівнянням (1.1).

$$\sigma_m = -\sigma_k = (\alpha_m - \alpha_k)\Delta T / (1/E_m + 1/E_k), \quad (1.1)$$

де σ – залишкові напруження, МПа;

α – коефіцієнт термічного розширення, $10^{-6}K^{-1}$;

E – модуль пружності, МПа;

ΔT – різниця температур, К;

m, k – фаза металевої складової (m) та керамічної (k).

У процесі охолодження відбувається зменшення об'єму матеріалу та відповідне скорочення кристалічних ґраток його фаз, що призводить до зростання внутрішніх напружень. При цьому карбідна фаза WC, яка становить основну об'ємну частку композиту, перебуває переважно в стані стискальних напружень, тоді як кобальтова зв'язка зазнає розтягувальних напружень, що забезпечує механічну рівновагу замкненої системи.

Мартенситне перетворення ініціюється утворенням дислокацій і дефектів пакування кристалічної ґратки на міжфазній межі WC/ГЦК-Co [45], [63]. Інтенсивність зародження таких дефектів є вищою у сплавах з дрібнішою структурою WC, оскільки збільшена питома поверхня зерен карбіду слугує додатковою кількістю міжфазних границь і активних центрів зародження дислокацій (рис. 1.9).

Мартенситне перетворення в кобальтовій фазі супроводжується макроскопічними напруженнями, які виникають внаслідок зміни міжатомних відстаней [19], [20]. Величина деформації при ГЦК→ГЦП перетворенні становить +0,021 % у напрямку, паралельному найбільш щільноупакованій площині, та - 0,242 % у перпендикулярному напрямку до неї.

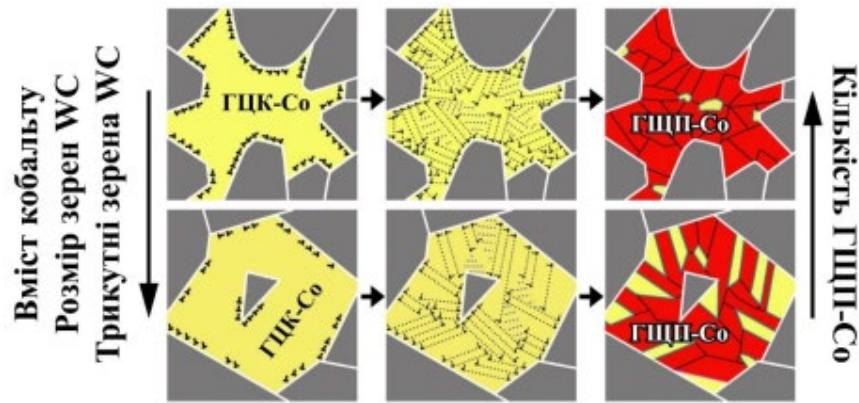
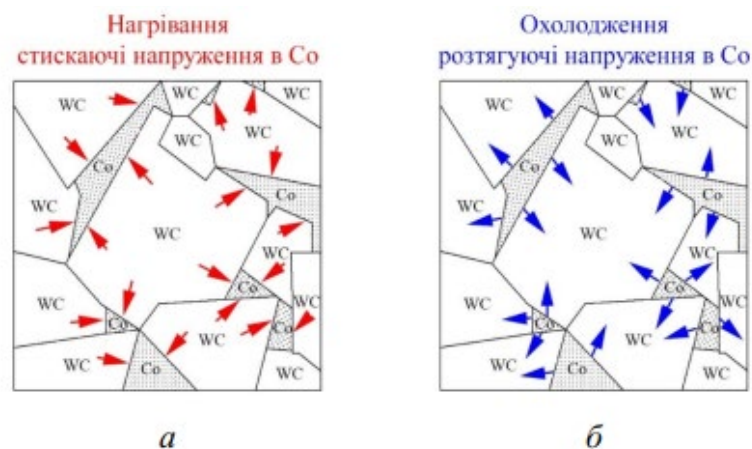


Рисунок 1.9 – Схематичне представлення стадій мартенситного ГЦК→ГЦП фазового перетворення кобальту в твердих сплавах WC-Co, що відбувається за різного вмісту кобальтової зв'язки, а також при різних розмірах і морфології зерен WC. Сірим, жовтим і червоним кольорами позначено відповідно фази WC, ГЦК-Co та ГЦП-Co [63]

Відповідні термічні напруження, що виникають у складових системи WC-Co внаслідок різниці коефіцієнтів термічного розширення WC і Co, можуть формуватися як при нагріванні композиту (рис. 1.10 а), так і при його охолодженні (рис. 1.10 б). Таким чином, мартенситне фазове перетворення кобальту може ініціюватися термічною обробкою сплаву як за підвищених температур [23], [24], так і за низьких (від'ємних) температур [26]–[29], при цьому процес має механічну природу активації [64].



а - напруження в Co при нагріванні; б - напруження в Co при охолодженні
Рисунок 1.10 – Схема взаємодії складових твердого сплаву WC-Co за різних умов температурного впливу [21]

Зміну середніх значень залишкових термічних напружень у фазах WC та Co твердих сплавів системи WC - Co наведено на рисунку 1.11.

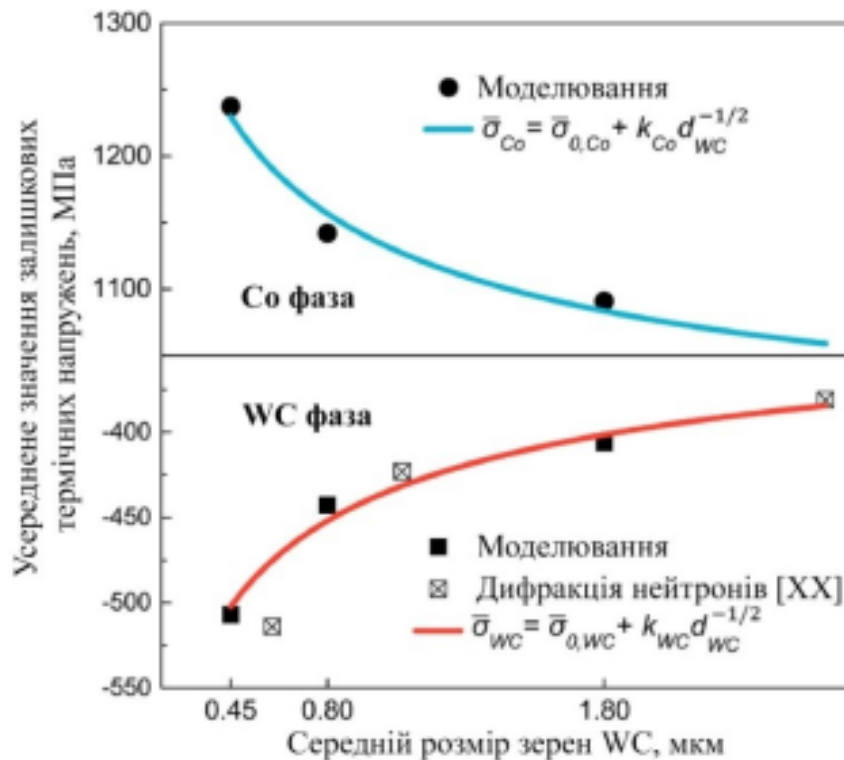


Рисунок 1.11 – Вплив середнього розміру зерен WC на величину залишкових термічних напружень у фазах WC і Co твердих сплавів системи WC-Co за даними модельних розрахунків [59] та експериментальних нейтронно-дифракційних досліджень [60]

Встановлено, що у карбідній фазі WC формуються залишкові напруження стиску. При збільшенні середнього розміру зерен карбиду вольфраму від 0,45 мкм до 1,80 мкм величина залишкових напружень у фазі WC знижується з 507 МПа до 406 МПа [58]–[62]. Аналогічна закономірність спостерігається і для твердого сплаву WC-10Co: зі збільшенням середнього розміру зерен WC від 0,60 мкм до 2,60 мкм рівень залишкових напружень у карбідній фазі зменшується з 514 МПа до 381 МПа.

Термічні залишкові напруження, що формуються у фазі Co, характеризуються розтягувальним станом і значно перевищують за величиною відповідні напруження у фазі WC. Зі збільшенням середнього

розміру зерен карбіду вольфраму спостерігається зменшення рівня залишкових напружень у кобальтовій зв'язці. Максимальна концентрація термічних напружень спостерігається на межі розділу фаз WC - Co, що створює сприятливі умови для міжзеренного зародження та поширення тріщин і, як наслідок, інтенсифікує руйнування матеріалу. Згідно з даними, наведеними на рисунку 1.11, зміна величини залишкових напружень у фазах WC і Co вольфрамокобальтових твердих сплавів зі зміною розміру зерен WC описується співвідношенням Холла–Петча, що наведене у рівнянні (1.2).

$$\bar{\sigma}_X = \bar{\sigma}_{0,X} + k_X d_{WC}^{-1/2}, \quad (1.2)$$

де σ_X – залишкові напруження;

$\sigma_{0,X}$ – напруження, що протидіють руху дислокацій;

k_X – коефіцієнт зернограничного зміцнення;

d_{WC} – середній розмір зерен WC;

X – фаза металевої складової (Co) та керамічної (WC).

Збільшення частки гексагональної щільноупакованої поліморфної модифікації кобальту (ГЦП-Co) у твердих сплавах системи WC-Co сприяє підвищенню експлуатаційної стійкості інструменту та покращенню його механічних характеристик [21]–[24]. У зв'язку з цим одним із актуальних напрямів сучасних досліджень є розроблення технологічних підходів, здатних забезпечити перебіг мартенситного фазового перетворення ГЦК→ГЦП у кобальтовій зв'язці.

Одним із чинників, що ініціюють мартенситне перетворення в кобальті, є термічні напруження, зумовлені відмінністю коефіцієнтів термічного розширення компонентів твердого сплаву і, відповідно, різницею зміни їх об'ємів під час температурного впливу на композитний матеріал. За звичайних умов мартенситне перетворення в кобальті відбувається при температурі близько 420 °С, проте під час кріогенної обробки його розвиток фіксується і

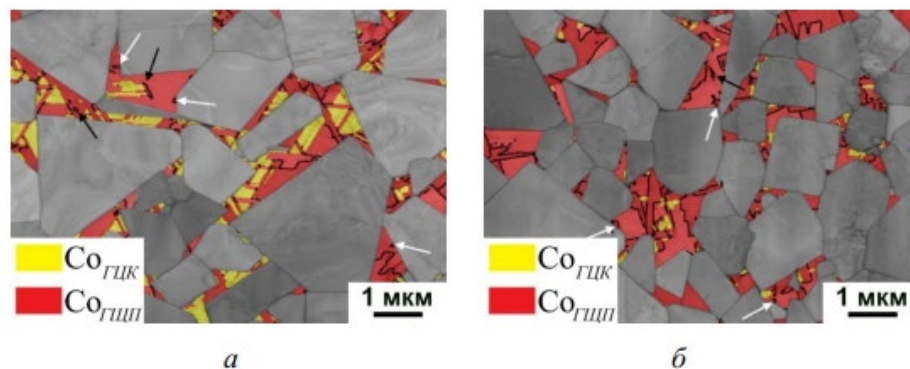
за від'ємних температур. Результати рентгеноструктурного аналізу засвідчили, що в процесі криогенної обробки твердих сплавів WC-Co відбувається перетворення частини об'єму високотемпературної ГЦК-модифікації кобальту в ГЦП-модифікацію.

Встановлено, що мартенситне перетворення є бездифузійним процесом, механізм якого реалізується внаслідок виникнення різниці вільної енергії, обумовленої зміною температури. Зміна поліморфної модифікації супроводжується практично миттєвою перебудовою ГЦК-кристалічної ґратки в ГЦП-ґратку, що пов'язано зі зростанням густини дислокацій та утворенням дефектів пакування. Подібне фазове перетворення ГЦК→ГЦП під дією опромінення важкими іонами також було зафіксовано в наночастинках кобальту. У зазначеній роботі на підкладці SiO₂ попередньо формували шар наночастинок Co, після чого здійснювали їх опромінення важкими іонами. Було показано, що напруження зсуву, які виникали внаслідок швидкого теплового розширення системи SiO₂-Co, ініціювали фазове перетворення ГЦК→ГЦП у кобальті.

Одним із ефективних підходів до керування кінетикою кристалізації кобальту та регулювання співвідношення ГЦК/ГЦП-модифікацій у твердих сплавах є хімічне легування [15], [57], [63]. Встановлено, що низка елементів, зокрема вольфрам, який розчиняється в кобальтовій зв'язці під час рідкофазного спікання та є продуктом перекристалізації зерен WC через рідку фазу, може як гальмувати мартенситне перетворення ГЦК→ГЦП завдяки реалізації «ефекту закріплення» (pinning effect), пов'язаного зі збільшенням енергії дефектів пакування високотемпературної ГЦК-модифікації кобальту, так і, навпаки, сприяти більш повному проходженню цього перетворення за умови зниження енергії утворення дефектів пакування [65]–[67]. Унаслідок пригнічення фазового перетворення ГЦК→ГЦП у твердих сплавах WC-Co традиційного складу значна частина кобальту після охолодження від температури спікання до кімнатної температури зберігається в метастабільній ГЦК-поліморфній модифікації.

До елементів, що сприяють більш повному проходженню мартенситного перетворення в кобальті та одночасно забезпечують підвищення твердості, жаростійкості й продуктивності різання твердосплавного інструменту, належить рутеній (Ru). За припущенням Лісовського А. Ф., введення Ru до складу твердих сплавів WC-Co створює передумови для інтенсифікації перетворення ГЦК→ГЦП завдяки зменшенню енергії утворення дефектів пакування у високотемпературній ГЦК-модифікації кобальту [57].

Для оцінювання ступеня перебігу мартенситного перетворення ГЦК→ГЦП у твердих сплавах WC - Co з різним вмістом кобальту, а також різною формою та розмірами зерен WC авторами роботи були досліджені композиції складу WC-10Co-1,5Ru та WC-12Co-1,8Ru. Результати детального аналізу показали, що переважними центрами зародження ламелей (пластин) ГЦП-Co під час охолодження є межі розділу WC/ГЦК-Co (рис. 1.12), тоді як зародження нової фази безпосередньо в об'ємі ГЦК-Co має другорядне значення [63], [67].



a - WC-12Co-1,8Ru; *б* - WC-10Co-1,5Ru

Рисунок 1.12 – Особливості розподілу фазової мікроструктури твердих сплавів системи WC-Co-Ru з різним вмістом кобальтової зв'язки (сірим кольором позначено WC, тоді як білими та чорними стрілками показано неповні та острівкові мартенситні пластини ГЦП-Co відповідно) [63]

У мікроструктурі також виявлено незначну кількість ламелей ГЦП-Co, межі яких контактують з навколишнім об'ємом ГЦК-кобальту; такі ділянки

позначені чорними стрілками на рисунку 1.12. Білі стрілки відповідають ламелям ГЦП-Co, що зародилися на міжфазній межі WC/Co, однак не здійснили подальшого розвитку в об'ємі кобальтової матриці.

Отримані результати свідчать, що зразок із підвищеним вмістом кобальтової зв'язки та більшим середнім розміром зерен WC характеризується приблизно у шість разів більшою часткою незміненого (нетрансформованого) ГЦК-Co порівняно зі зразком з нижчим вмістом зв'язуючої фази.

Співвідношення поліморфних модифікацій кобальту ГЦК/ГЦП у твердих сплавах розглядається як один із ключових структурних параметрів, що суттєво впливає на рівень тріщиностійкості матеріалу.

Особливий інтерес становить встановлення впливу технологічних чинників на перебіг мартенситного перетворення ГЦК→ГЦП у кобальтовій фазі та формування структурного стану, здатного забезпечити підвищення механічних характеристик твердого сплаву WC-25Co.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Підготовка вихідної порошкової суміші

Для проведення досліджень використовували порошкову композицію на основі карбіду вольфраму та кобальту, призначену для одержання твердого сплаву складу WC-25Co. Складовими суміші були порошок WC, отриманий шляхом переробки вторинної твердосплавної сировини, та комерційний порошок Co, який вводили у кількості 25 мас. %.

Як тугоплавку високомодульну складову застосовували порошок карбіду вольфраму, виготовлений із вторинної сировини підприємством «Розробка та впровадження новітніх матеріалів», Україна. У стані поставки порошок WC складався з агломератів розмірністю 5 мкм – 10 мкм.

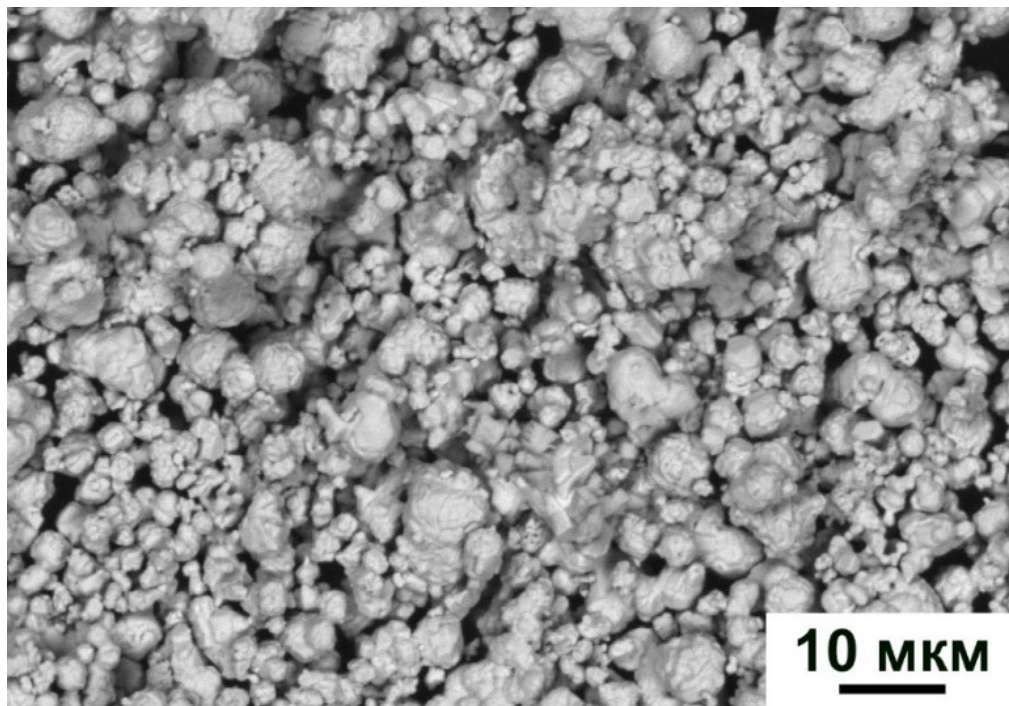


Рисунок 2.1 – СЕМ знімок порошку WC

Для фрагментації агломерованих частинок WC сировину додатково розмелювали в кульовому млині, внутрішня поверхня якого була футерована твердим сплавом WC-2Co. Як розмельні тіла використовували кульки з твердого сплаву WC-6Co. Процес проводили в етаноловому середовищі

протягом 48 годин. Така тривалість відповідала раніше встановленому режиму розмелювання, який забезпечував досягнення необхідної дисперсності порошку WC [68].

Після завершення розмелювання порошок WC висушували, після чого до нього вводили порошок кобальту в кількості, що відповідала складу WC-25 мас. % Co. Отриману суміш додатково перемішували у вібраційному млині з фарфоровими кулями протягом 2 годин. На цьому ж етапі до порошкової композиції додавали пластифікатор. Як пластифікуючу добавку використовували 5 % розчин синтетичного каучуку в бензині з розрахунку 150 см^3 на 1 кг порошкової суміші [69].

Загальна послідовність технологічних операцій одержання зразків твердого сплаву WC-25Co включала етапи, що зображено на рис. 2.2.

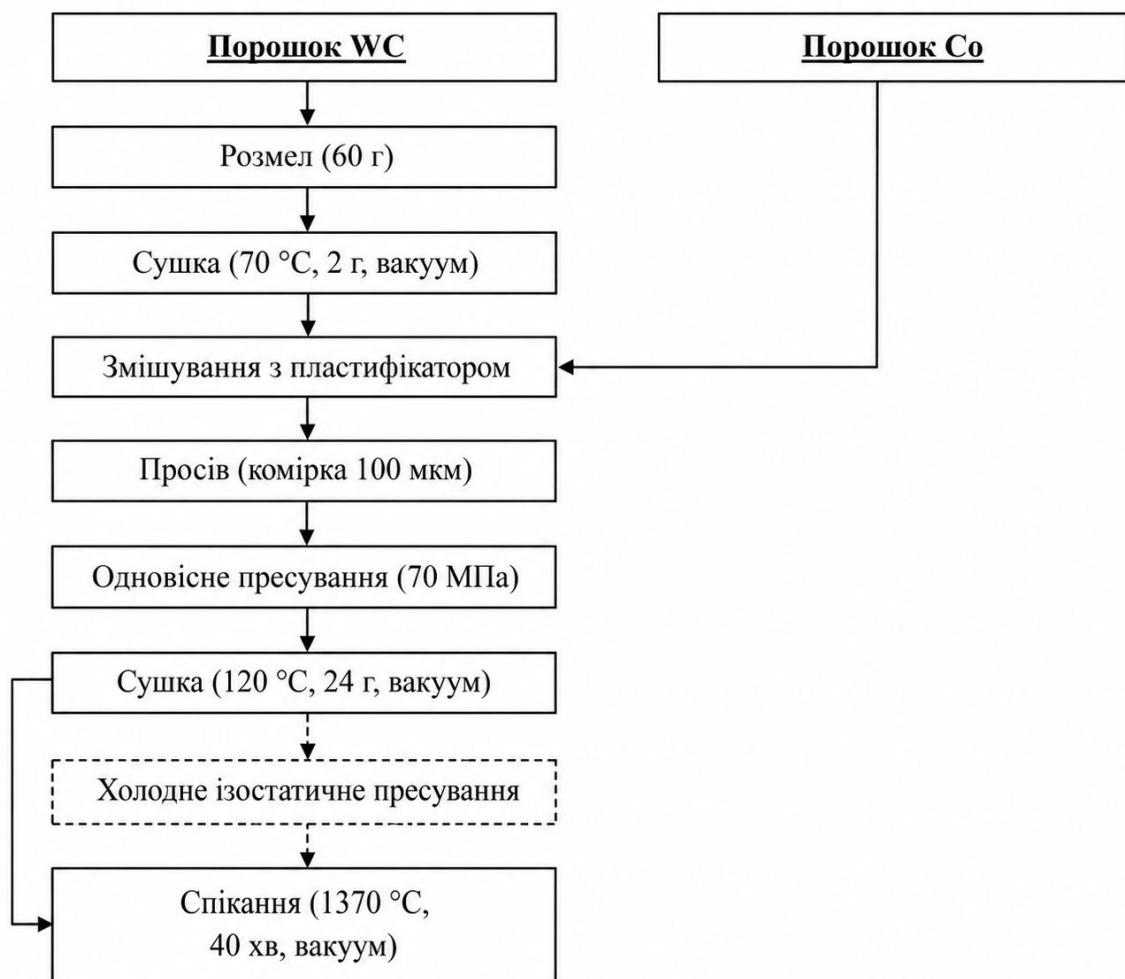


Рисунок 2.2 – Технологічна схема одержання твердого сплаву WC-25Co

2.2 Ізостатичне обтиснення порошкових пресовок до спікання

Частину неспечених пресовок твердого сплаву WC-25Co, попередньо сформованих одновісним пресуванням за тиску 70 МПа, додатково піддавали холодному ізостатичному пресуванню. Обробку проводили за тисків 200 МПа, 300 МПа та 400 МПа.

Холодне ізостатичне пресування виконували в камері високого тиску, розміщеній на гідравлічному пресі. Перед обробкою пресовки герметизували в еластичних оболонках. Необхідний тиск у робочому об'ємі створювався шляхом стискання рідини штоком, закріпленим на верхній траверсі. Такий підхід забезпечував рівномірне всебічне стиснення порошкових заготовок.

*а**б*

а – прес 25Т; *б* – камера високого тиску

Рисунок 2.3 – Установка холодного ізостатичного пресування

Формоутворення зразків забезпечувалося на стадії одновісного пресування, тоді як холодне ізостатичне пресування застосовували як додаткову операцію для зміни щільності, напружено-деформованого стану та початкових умов формування структури під час наступної стадії – спікання. Як матеріал еластичної оболонки використовували нітрil, а робочим середовищем у камері високого тиску була трансмісійна олива.

2.3 Рентгеноструктурний аналіз

Фазовий склад спечених зразків твердого сплаву WC-25Co досліджували методом рентгенівської дифракції. Для зменшення маскуючого впливу інтенсивної дифракції від WC на піки кобальтової фази дослідження зразків WC-25Co виконували з використанням CoK α -випромінювання з довжиною хвилі $\lambda_{Co}=1,78897 \text{ \AA}$ на дифрактометрі ДРОН-4.

Експериментальні міжплощинні відстані визначали за законом Вульфа-Бреггів:

$$d_{\text{експ.}} = \lambda / 2 \cdot \sin\theta, \quad (2.1)$$

де $d_{\text{експ.}}$ – експериментально визначена міжплощинна відстань, $\text{\AA}$;

λ – довжина хвилі CoK α випромінювання, нм;

θ – кут ковзання, рад.

2.4 Дослідження мікроструктури та хімічного складу

Перед проведенням структурних досліджень і механічних випробувань зразки твердого сплаву WC-25Co піддавали стандартній металографічній підготовці. Вона включала шліфування та полірування алмазним інструментом до отримання дзеркально гладкої поверхні.

Залишкову пористість та можливу наявність η -фази оцінювали за результатами аналізу мікроструктур, отриманих на оптичному мікроскопі Neophot 21 [40], [41]. Детальніший аналіз структури, дослідження фрактографії, поверхонь зношування та локального хімічного складу виконували методом скануючої електронної мікроскопії. Для цього використовували мікроскоп AxiaChemSem з енергодисперсійним аналізатором TrueSight X, а також мікроскоп, обладнаний аналізатором.

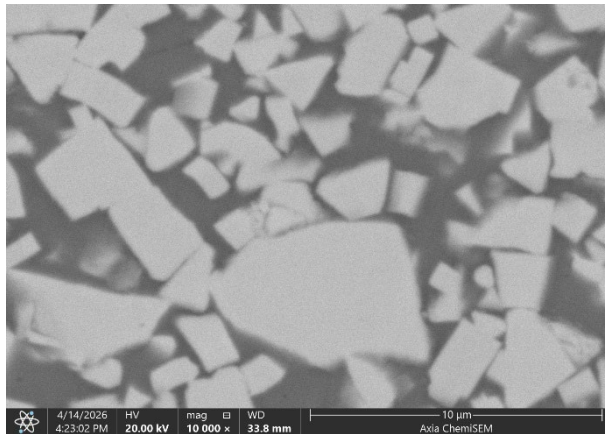
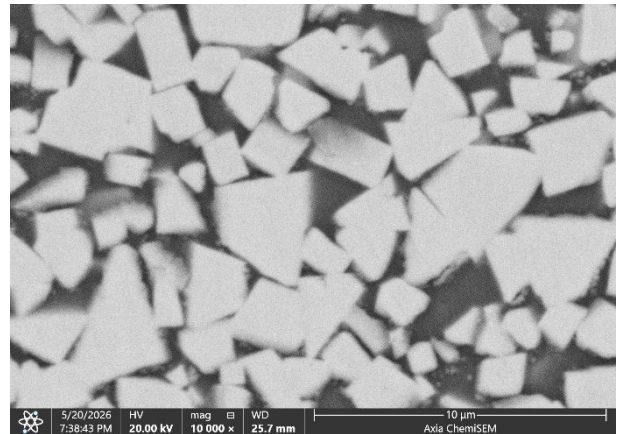
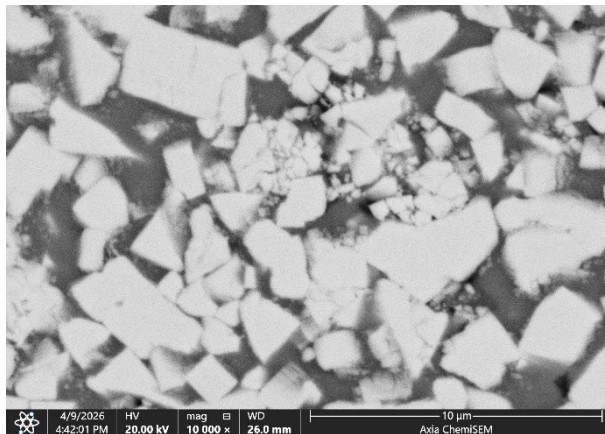
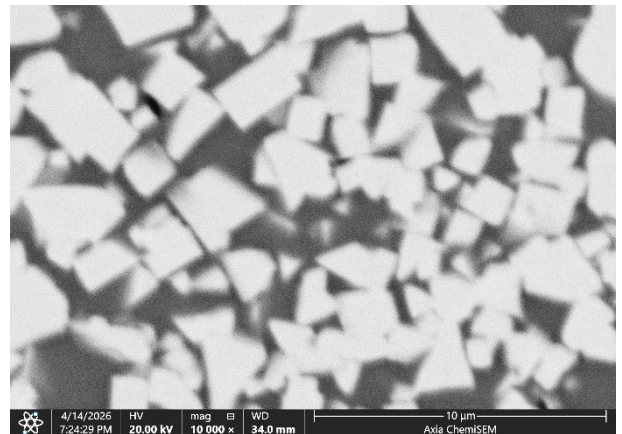
2.5 Визначення фізико-механічних властивостей

Границю міцності при випробуванні на триточковий вигин і твердість за Роквеллом визначали із застосуванням універсальної випробувальної машини У-10-1 та твердоміра Leeb LHBRV-187.5DX.

Визначення щільності досліджуваних зразків проводили методом гідростатичного зважування на лабораторних вагах «ВЛР-200г-М».

3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Структури спечених сплавів зображено на рисунку 3.1. Різниця в морфології структурних складових як між серією сплаву WC-25Co, сформованою виключно одновісним пресуванням (рис. 3.1, *а*) та тими, які додатково піддавали ХІП (рис. 3.1, *б - г*), так і між серіями, які піддавали ХІП до спікання, але різними тисками є принципово відмінною.

*а**б**в**г*

а - одновісне пресування 70 МПа; *б* - ХІП 200 МПа; *в* - ХІП 300 МПа;
г - ХІП 400 МПа

Рисунок 3.1 – Структури сплаву WC-25Co, одержаного одновісним пресуванням та ХІП різних тисків

Посередництвом механічної активації WC, ХІП в 300 МПа спричинив дроблення зерен WC на сотні дрібних фрагментів (рис. 3.2). Вочевидь, причиною фрагментації (дроблення) зерен WC у сплаві, який додатково піддавали ХІП в 300 МПа до спікання, стала реалізація залишкових напружень під час рідиннофазного спікання.

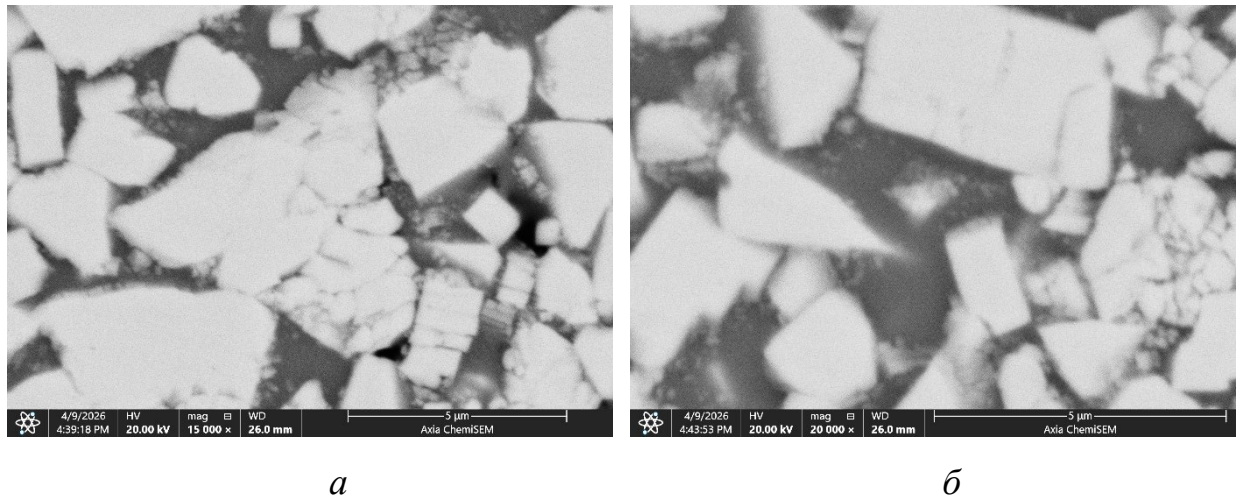
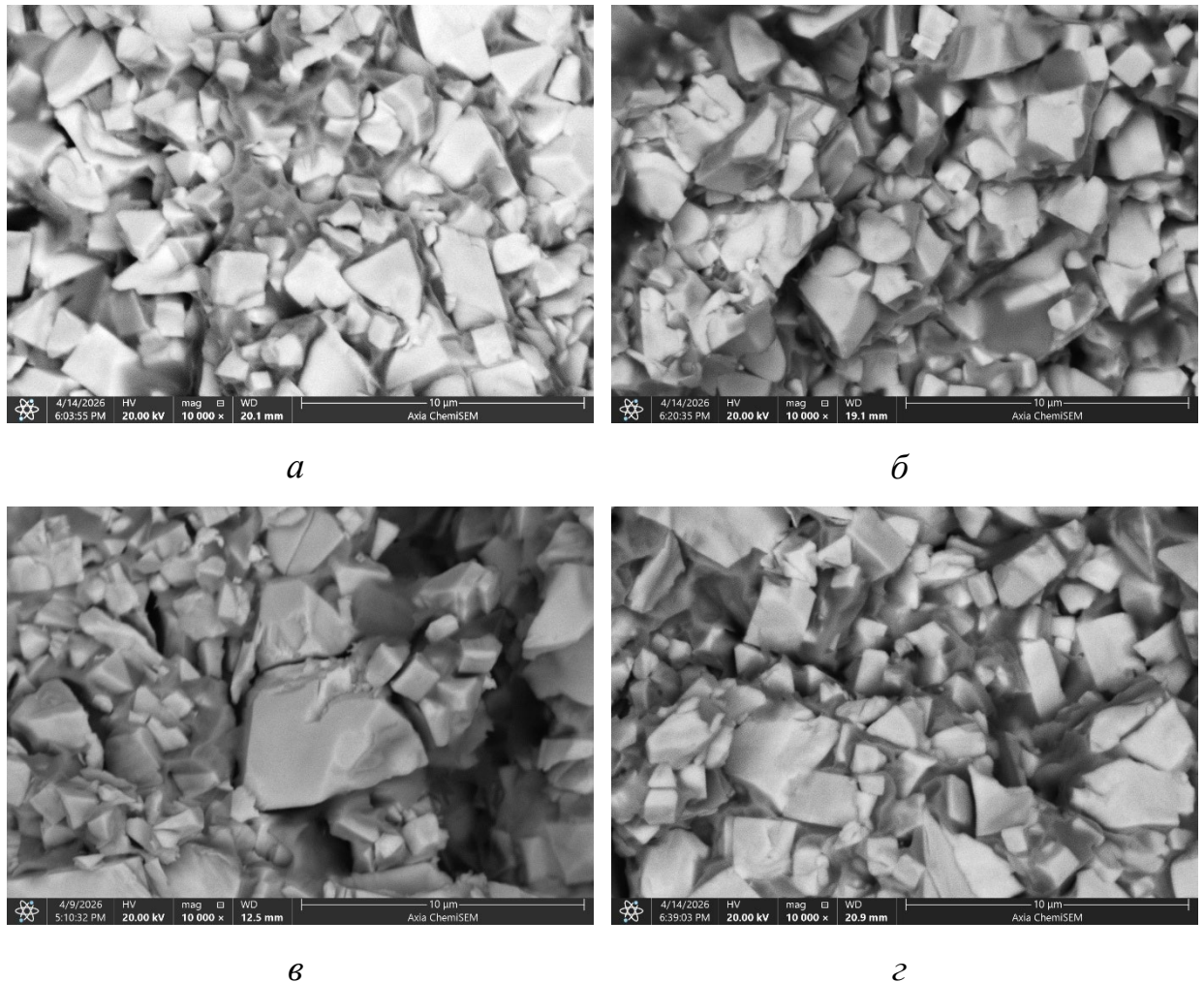


Рисунок 3.2 – Структури сплаву WC-25Co, який додатково піддавали ХІП в 300 МПа перед спіканням

Внаслідок взаємодії сусідніх кристалів WC, що володіють величезною анізотропією властивостей [43]–[45], під час реалізації квазіізостатичного механізму стиснення [54], [55] посередництвом ХІП частинки WC зазнали деформації. Внаслідок дислокаційного насичення в межах кожної окремої монокристалічної частинки WC сформувалися дрібніші кристаліти – області когерентного розсіювання (ОКР). Степанчуком та ін. [33], [34], [70] описано, як по границях таких областей може проникати рідка фаза всередину окремих зерен тугоплавких сполук та руйнувати їх під час кристалізації з рідинної фази внаслідок колосальної різниці між КТР тугоплавкої складової та зв'язуючої металевої матриці. Тиск ХІП в 400 МПа (рис. 3.1, г), як показано в попередніх роботах [54], [55], був достатнім для руйнування окремих частинок WC ще на стадії допресування. Вочевидь, фрагменти WC, пройшовши стадію перекристалізації з рідинної фази [46], [47], сприяли подрібненню структури,

що і спостерігається на рис. 3.1, г. Тому фрагментація під час охолодження від температури спікання, що спостерігалася для сплаву, який піддавали ХІП в 300 МПа, не притаманна сплаву обробленого ХІП в 400 МПа до спікання.

Зміна структури сплавів відобразилася на зміні поведінки їх руйнування (рис. 3.3)



а - одновісне пресування; *б* - ХІП 200 МПа; *в* - ХІП 300 МПа;

г - ХІП 400 МПа

Рисунок 3.3 – Поверхні зламу сплаву WC-25Co, одержаного одновісним пресуванням та ХІП різних тисків

Така зміна структури сплавів сформованих ХІП стала першопричиною ініціації змін фазового складу зв'язуючої складової (рис. 3.4).

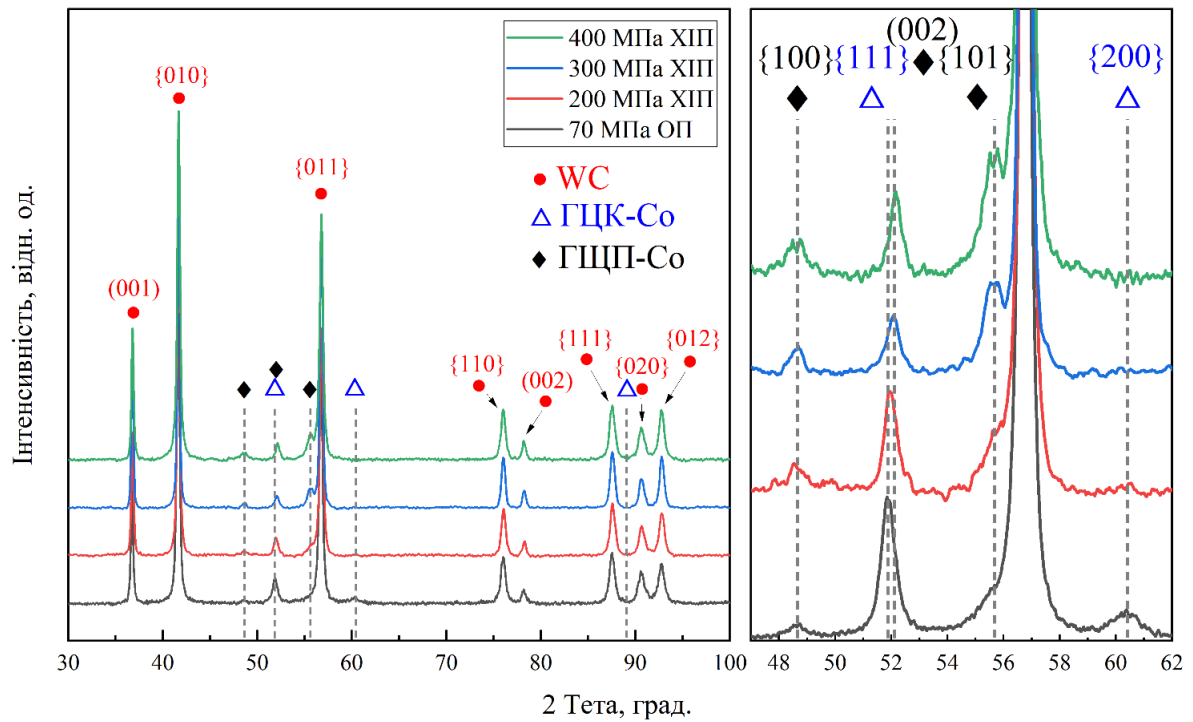
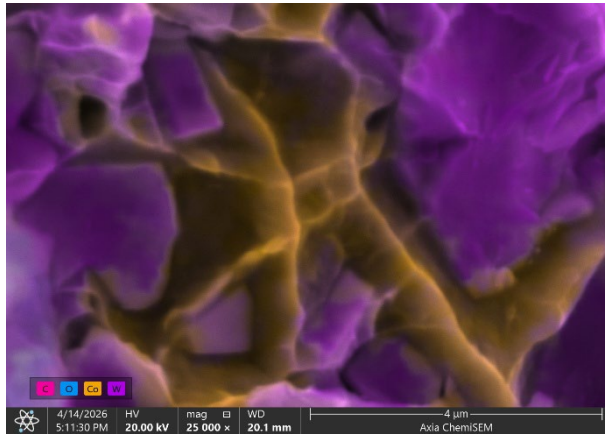


Рисунок 3.4 – Дифрактограми спечених твердих сплавів WC-25Co, одержаних з та без застосування ХІП

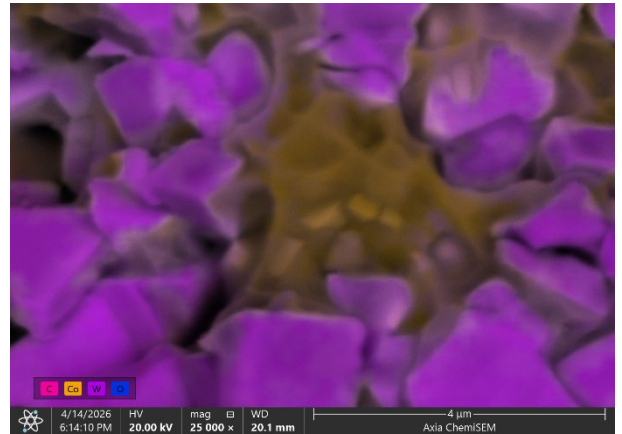
Як видно з рис. 3.4 кількість ГЦП поліморфної модифікації поступово збільшувалася зі зростанням тиску ХІП. У сплаві, який піддавали ХІП тиском 400 МПа експериментально (методом рентгеноструктурного аналізу) дифракцію від площин ГЦК-Co не було зареєстровано. Дифракційний максимум, що знаходиться на куті 2 тета приблизно 52 градуса зміщений в сторону менших міжплощинних відстаней та за кутовим положенням відповідає площинам (002) ГЦП-Co. І навпаки, для сплаву, сформованого виключно одновісним пресування реєструвалася найнижча інтенсивність від площин ГЦП-Co серед серій. Співвідношення ГЦК/ГЦП фаз за результатами повнопрофільного аналізу методом Рітвельда для цієї серії сплаву складало 4/1 масових часток. Дане співвідношення зростало з підвищенням тиску ХІП та становило 3/2 масових часток для серії, яку піддавали ХІП в 200 МПа, та 1/4 масових часток для серії, яку піддавали ХІП в 300 МПа.

Зміна структури вплинула на поведінку руйнування сплавів на мікрорівні (рис. 3.5). Детальний огляд поверхонь руйнування вказує на

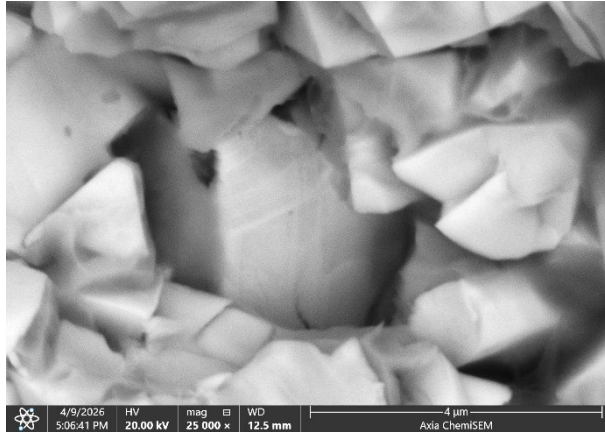
кардинальну зміну механізмів деформації та руйнування як кожної з складових сплаву окремо, так і композиту в цілому. Опис змін, що спостерігалися, можна охарактеризувати як рівномірний перехід від більш пластичного руйнування (рис. 3.5 а, б) від серій сформованих виключно одновісним пресуванням та тієї, яку піддавали ХІП в 200 МПа, до крихкого (рис. 3.5 в, г) для серій, яку додатково піддавали ХІП в 300 МПа і 400 МПа.



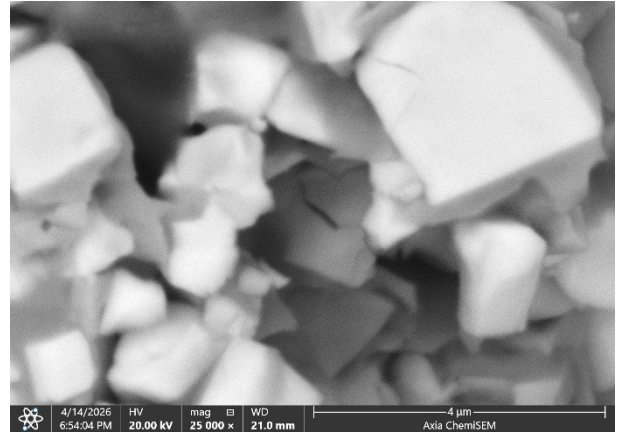
а



б



в



г

а - одновісне пресування; б - ХІП 200 МПа; в - ХІП 300 МПа;

г - ХІП 400 МПа

Рисунок 3.5 – Мікрофотографії, що характеризують поведінку руйнування сплаву WC-25Co, одержаного одновісним пресуванням та ХІП різних тисків

Так видно (рис. 3.5 а, в), що ділянки кобальту між зернами WC знаходилися в характерному розтягнутому стані. Вочевидь під час руйнування

переважаючий в цих серіях ГЦК-Со (рис. 3.4) пластично деформувався допоки не зазнавав крихкої межі дислокаційної пластичності (реалізувалося деформаційне зміцнення). Після чого відбувався відрив – транскристалічне руйнування локальних областей кобальту. Це було більш виражено в сплаві, який формували виключно одновісним пресуванням (рис. 3.5 а), прошарки кобальту в ньому були товщими. Тонші прошарки кобальту (рис. 3.1 б) та більша кількість ГЦП-Со (рис. 3.4) у сплаві, який додатково піддавали ХІП в 200 МПа, обмежували ресурс пластичності кобальтової зв'язки. Незважаючи на це прошарки кобальту хоч і мали видимо менші ознаки деформації (рис. 3.5 б), однак на міжфазній границі WC/Со навіть спостерігалася деламінація, що свідчило про послаблення міцності зв'язку між матричною фазою та карбідними включеннями.

Окрему роль у формуванні механічної поведінки руйнування сплавів під дією зовнішнього навантаження відігравав характер WC/Со міжфазної взаємодії. Зокрема, відомо, що для пар площин $\{111\}$ ГЦК-Со/ (001) ГЦП-WC та $\{002\}$ ГЦК-Со/ (001) ГЦП-Со можливе формування когерентного зв'язку [31]. Водночас взаємодія площин ГЦП-Со з ГЦП-WC переважно має напівкогерентний характер і характеризується нижчою енергією міжфазної межі [30].

Збільшення вмісту ГЦП-модифікації кобальту вочевидь супроводжувалося зниженням когерентності міжфазного зв'язку WC/Со. За таких умов поширення мікротріщин уздовж межі поділу фаз ставало енергетично вигіднішим (рис. 3.3, рис. 3.5), що зменшувало ймовірність їх транскристалітного проходження через кобальтові прошарки [31].

Подібний ефект реалізувався і в твердому сплаві WC-15Со [31], який піддавали холодному ізостатичному пресуванню. Формування більшої частки ГЦП-Со у кобальтовій зв'язці, поряд зі зниженням когерентності міжфазної взаємодії WC/Со, створювало умови для зміни характеру поширення тріщин під час механічного навантаження. Замість переважно прямолінійного

розвитку магістральної тріщини через кобальтові прошарки відбувалося її відхилення, розгалуження та поширення вздовж міжфазних меж.

Такий механізм можна розглядати як реалізацію біфуркації тріщини, за якої частина енергії руйнування витрачається не лише на просування основної тріщини, а й на утворення додаткових поверхонь руйнування та зміну її траєкторії. Унаслідок цього знижується ефективна рушійна сила росту магістральної тріщини, що ускладнює її нестабільне поширення в об'ємі композиту. Саме цим, поряд зі збільшенням кількості ГЦП-модифікації кобальту, можна пояснити підвищення границі міцності твердого сплаву WC-25Co після ХІП під час випробування на триточковий вигин (табл. 3.1).

Таблиця 3.1 – Щільність, твердість за Роквеллом і границя міцності під час випробувань на триточковий вигин серій твердого сплаву WC-25Co

Серія сплаву	Щільність, г/см ³	Твердість за Роквеллом, HRA	Границя міцності при випробуванні на триточковий вигин, МПа
WC-25Co 70 МПа	12,7	82 ± 0,3	2010 ± 50
WC-25Co 200 МПа ХІП	12,8	83 ± 0,5	2200 ± 55
WC-25Co 300 МПа ХІП	12,7	84 ± 0,5	2320 ± 45
WC-25Co 400 МПа ХІП	12,7	84 ± 0,5	2480 ± 40

В серіях, які піддавали ХІП в 300 МПа та 400 МПа, домінував квазікрихкий механізм руйнування (рис. 3.3 в, г, рис. 3.5 в, г). Вочевидь в цих серіях ресурсу пластичності переважаючого ГЦП-Co було недостатньо. Менша спроможність кобальту до деформації місцями призводила до квазікрихкого руйнування прошарків зв'язки, коли на кобальті спостерігалися транскристалічні тріщини (рис. 3.5 г). Значно нижча спроможність до деформації також відобразилася на карбідній складовій. Зерна WC, як невід'ємна карбідна складова сплаву, почали знижувати загальну енергію

руйнування через власну деформацію та подальшу фрагментацію. Так у сплаві, який додатково піддавали ХІП в 300 МПа, на базисній грані зерна можна спостерігати характерні сліди руху дислокацій системами ковзання (рис. 3.5 в), що притаманні ГЦП-гратці (паралельні бічним граням кристалу).

Таким чином, застосування ХІП спричиняло комплексну зміну структурно стану твердого сплаву WC-25Co: зменшення товщини кобальтових прошарків, збільшення частки ГЦП-Co та зміну характеру міжфазної взаємодії WC/Co. Це призводило до переходу від переважно пластичного руйнування кобальтової зв'язки до квазікрихкого механізму з відхиленням, розгалуженням і міжфазним поширенням тріщин, що забезпечувало зростання границі міцності сплаву під час випробування на триточковий вигин.

4 РОЗДІЛ ОХОРОНИ ПРАЦІ

У даному розділі дипломної роботи розглядаються питання охорони праці під час проведення досліджень, пов'язаних із вивченням впливу холодного ізостатичного пресування на структуру та механічні властивості твердого сплаву WC-25Co. Експериментальні роботи включають підготовку порошкових сумішей, формування зразків методом холодного ізостатичного пресування, подальшу термічну обробку та дослідження мікроструктури й механічних характеристик отриманих матеріалів.

Під час виконання зазначених технологічних операцій на працівників можуть впливати небезпечні та шкідливі виробничі фактори. Особливу увагу слід приділяти роботі з дрібнодисперсними порошками карбіду вольфраму та кобальту, оскільки їх пил може негативно впливати на органи дихання та становити небезпеку для здоров'я при тривалому контакті. Додаткові ризики пов'язані з експлуатацією пресового обладнання високого тиску, використанням електрообладнання, проведенням процесів спікання за підвищених температур, а також можливістю утворення виробничого пилу.

Метою цього розділу є визначення небезпечних і шкідливих факторів, характерних для процесу виготовлення та дослідження твердого сплаву WC-25Co, аналіз умов праці під час роботи з порошковими матеріалами та обладнанням для холодного ізостатичного пресування, а також розроблення комплексу заходів, спрямованих на забезпечення безпечних умов праці.

Окрему увагу приділено питанням пожежної безпеки, електробезпеки та обґрунтуванню організаційних і технічних рішень, що дозволяють запобігти виробничому травматизму, професійним захворюванням і виникненню аварійних ситуацій.

4.1 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів (ШНВФ)

Процес виготовлення та дослідження твердого сплаву WC-25Co передбачає виконання низки технологічних операцій, зокрема підготовку порошкових компонентів, формування заготовок методом холодного ізостатичного пресування, спікання отриманих зразків, їх механічну обробку та подальші випробування для визначення структурних і механічних характеристик. Кожен із зазначених етапів супроводжується дією певних шкідливих і небезпечних виробничих факторів (ШНВФ), що потребує їх детального аналізу з метою забезпечення безпечних умов праці.

Відповідно до прийнятої класифікації, за природою походження та характером впливу на працівників найбільш суттєвими для даного технологічного процесу є фізичні фактори [71]. До них належать підвищений рівень шуму та вібрації під час роботи обладнання, небезпека травмування рухомими елементами пресових установок, вплив підвищених температур у процесі спікання, ризик ураження електричним струмом при експлуатації електрообладнання, а також запиленість повітря робочої зони, зумовлена використанням дрібнодисперсних порошків карбіду вольфраму та кобальту.

Хімічні фактори також потребують урахування, оскільки пил кобальту при потраплянні в організм через органи дихання може негативно впливати на стан здоров'я працівників. Водночас біологічні, психофізіологічні та соціальні фактори не мають визначального значення для умов виконання досліджень і тому в межах даного розділу детально не розглядаються.

4.1.1 Небезпека механічного травмування, опіків

Одним із найбільш суттєвих фізичних небезпечних факторів під час проведення досліджень є ризик механічного травмування, пов'язаний з експлуатацією обладнання для холодного ізостатичного пресування та випробувальних установок. Під час роботи пресового обладнання небезпеку

становлять рухомі елементи механізмів, дія високого тиску, а також можливе руйнування прес-форм або зміщення деталей у разі порушення технологічного режиму. Крім того, під час проведення механічних випробувань на універсальній розривній машині з максимальним навантаженням до 100 кН існує ймовірність травмування внаслідок раптового руйнування зразків, контакту з рухомими частинами обладнання або падіння важких елементів оснащення. Наслідками таких ситуацій можуть бути забої, защемлення, порізи, вивихи та переломи.

Проведення процесу спікання зразків твердого сплаву WC-25Co супроводжується впливом підвищених температур, що створює небезпеку отримання термічних опіків. Нагрівальні елементи печі, завантажувальні пристрої та технологічне оснащення після завершення циклу спікання тривалий час зберігають високу температуру. Випадковий контакт із недостатньо охолодженими поверхнями або порушення правил експлуатації термічного обладнання може призвести до опіків різного ступеня тяжкості. У зв'язку з цим робота з високотемпературним обладнанням потребує застосування відповідних засобів індивідуального захисту та суворого дотримання вимог безпеки.

4.1.2 Інфрачервоне випромінювання

Одним із джерел небезпеки під час проведення експериментальних досліджень є вплив інфрачервоного (ІЧ) випромінювання, що виникає при роботі високотемпературного обладнання, зокрема печей для спікання зразків твердого сплаву WC-25Co. Відповідно до санітарних норм мікроклімату виробничих приміщень ДСН 3.3.6.042-99 [72], допустимий рівень інтенсивності інфрачервоного випромінювання в зоні зору працівника не повинен перевищувати 350 Вт/м².

В умовах лабораторного експерименту, особливо при проведенні процесів спікання та термічної обробки матеріалу WC-25Co, значення інтенсивності ІЧ-випромінювання поблизу нагрівальних установок можуть досягати 400–500 Вт/м². Це перевищення нормативних значень створює потенційну небезпеку для органів зору та шкіри працівників, а також підвищує загальне теплове навантаження на організм, що потребує застосування відповідних засобів захисту та організаційних заходів безпеки.

4.1.3 Віброакустичні фактори

Під час проведення експериментальних досліджень із використанням обладнання для холодного ізостатичного пресування, а також при механічній обробці та випробуванні зразків твердого сплаву WC-25Co, спостерігається підвищений рівень виробничого шуму. Основними джерелами шумового впливу є електродвигуни, вентилятори, компресорні установки, гідравлічні системи пресового обладнання, а також універсальні випробувальні машини.

За результатами вимірювань, еквівалентний рівень шуму в робочій зоні може досягати 85 Дба – 90 дБА, що перевищує гранично допустимий рівень 80 дБА для тривалого перебування працівників відповідно до вимог ДСН 3.3.6.037-99 [73]. Таким чином, зазначені умови праці характеризуються як такі, що містять шкідливий виробничий фактор.

Згідно з гігієнічною класифікацією умов праці, шум із рівнем понад 80 дБА відноситься до шкідливих факторів 3 класу небезпеки. Тривалий вплив такого шумового навантаження може призводити до функціональних порушень слухового аналізатора, зниження слухової чутливості та розвитку професійних захворювань при недостатньому застосуванні засобів індивідуального захисту та організаційних заходів.

4.1.4 Електричні небезпеки

Під час виконання експериментальних досліджень із застосуванням обладнання для холодного ізостатичного пресування та подальших механічних випробувань зразків твердого сплаву WC-25Co використовується електрообладнання з підвищеними енергетичними параметрами. Зокрема, універсальні випробувальні машини, гідравлічні системи та блоки керування пресовими установками живляться від електромережі та містять силові елементи, що працюють під значними навантаженнями.

У разі порушення цілісності ізоляції кабельних ліній, несправності корпусів обладнання або відсутності належного заземлення існує ризик ураження електричним струмом. Окрему небезпеку становлять аварійні режими роботи електронних систем керування, а також можливі короткочасні імпульсні перевантаження в силових колах обладнання.

Відповідно до вимог ДСТУ 7237:2011 [74], електроустановки подібного типу повинні бути оснащені системою захисного заземлення, засобами контролю ізоляції, захистом від короткого замикання, а також світловою та звуковою сигналізацією про робочий стан обладнання. Згідно з класифікацією, таке обладнання відноситься до класу підвищеної електричної небезпеки (клас 2).

4.1.5 Пил фіброгенної дії

Під час підготовки порошкових складових для виготовлення твердого сплаву WC-25Co, а також на етапах змішування та механічної обробки зразків, можливе утворення дрібнодисперсного пилу. Основними джерелами пилу є порошки карбіду вольфраму та кобальту, які характеризуються високою дисперсністю та здатністю тривалий час перебувати в повітрі робочої зони.

Найбільш небезпечними є частинки розміром менше 5 мкм, які можуть проникати в глибокі відділи дихальної системи та накопичуватися в альвеолах легень, спричиняючи подразнюючу та фіброгенну дію. Особливу увагу слід приділяти кобальтовмісним порошкам, які відносяться до потенційно небезпечних речовин при тривалому інгаляційному впливі.

Гранично допустима концентрація пилу кобальту в повітрі робочої зони становить 4 мг/м³ [75], а за гігієнічною класифікацією умов праці згідно з ДСТУ 7238:2011 [76] такі речовини відносяться до 3 класу небезпеки (помірно небезпечні). Пил карбіду вольфраму та його оксидів також може чинити подразнюючу дію, однак нормативні значення для окремих сполук можуть мати обмежену регламентацію, тому в практиці використовуються орієнтовні гігієнічні рівні контролю.

Комплексний аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів дозволяє віднести процес виготовлення та дослідження твердого сплаву WC-25Co до категорії робіт із підвищеною небезпекою, що вимагає суворого дотримання вимог охорони праці та застосування засобів індивідуального й колективного захисту.

4.1.6 Нормативні вимоги безпеки та гігієни праці

Дослідження виконувалися в умовах лабораторного приміщення, оснащеного обладнанням для холодного ізостатичного пресування та випробувальної техніки для механічних випробувань твердих сплавів. Основні характеристики технологічного обладнання та параметри робочого приміщення, де проводилися експериментальні роботи, наведені в таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 – Характеристики науково-дослідної лабораторії

Довжина, м	10,0
Ширина, м	5,0
Висота, м	3,5
Площа, м. кв.	50
Об'єм, м. куб.	175

Із розмірів кімнати розрахуємо її площу:

$$S = 10 \cdot 5 = 50 \text{ м}^2.$$

Об'єм становить:

$$V = 10,0 \cdot 5,0 \cdot 3,5 = 175 \text{ м}^3.$$

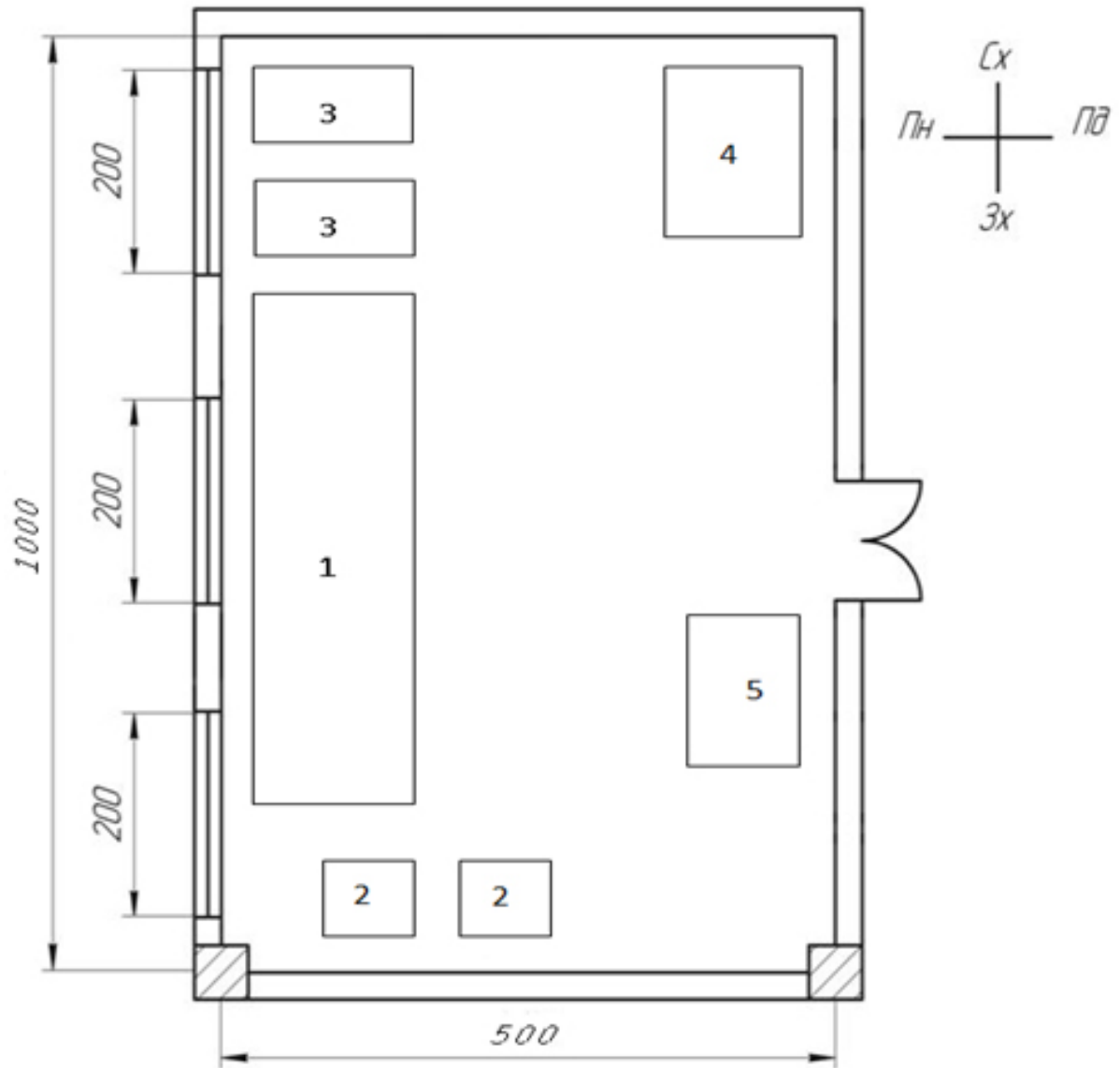
З урахуванням розрахованої площі та об'єму лабораторного приміщення, де виконуються експериментальні дослідження впливу холодного ізостатичного пресування на структуру та механічні властивості твердого сплаву WC-25Co, а також з урахуванням одночасної роботи трьох дослідників, визначено питомі показники площі та об'єму на одного працівника:

$$S_1 = 50 / 3 = 16,6 \text{ м}^2,$$

$$V_1 = 175 / 3 = 58,3 \text{ м}^3.$$

Отримані значення свідчать про те, що забезпечені планувальні параметри робочого приміщення відповідають вимогам до виробничих і лабораторних приміщень згідно з ДБН В.2.2-28:2010 [77], що регламентує мінімально допустимі санітарно-гігієнічні умови для проведення науково-дослідних робіт.

Схематичне планування лабораторного приміщення наведено на рисунку 4.1. Перелік та технічні характеристики використовуваного обладнання для холодного ізостатичного пресування, підготовки та випробування зразків твердого сплаву WC-25Co представлено в таблиці 4.2.



1 – робочий стіл; 2 – гідравлічний прес; 3 – піч спікання; 4 – допоміжний стіл; 5 – сушильна шафа.

Рисунок 4.1 – План-схема науково-дослідної лабораторії № 022

Таблиця 4.2 – Специфікація використаного технологічного обладнання

№	Найменування	Розміри,мм Д/Ш/В	Основні характеристики	Кількість	Позиція на рисунок
1	KCE®-FCT HP D 25-SD	1200/1500/2000	Максимальна температура спікання – 2200 °C Максимальне зусилля пресування – 250 кН	1	2

Лабораторія містить таке обладнання як установка SPS KCE®-FCT HP D 25-SD (рис. 4.2).



Рисунок 4.2 – Установка SPS KCE®-FCT HP D 25-SD

У процесі виконання експериментальних досліджень, спрямованих на вивчення впливу холодного ізостатичного пресування на структуру та механічні властивості твердого сплаву WC-25Co, було визначено низку

потенційно небезпечних і шкідливих виробничих факторів. До них належать робота в умовах підвищеної техногенної небезпеки, зумовленої використанням пресового та випробувального обладнання, вплив підвищеного рівня шуму від технологічних установок, що може знижувати комфорт праці та працездатність персоналу, а також наявність потенційних ризиків при роботі з технологічними середовищами та матеріалами, які можуть мати підвищену енергетичну та механічну небезпеку.

Відповідно до класифікації важкості праці згідно з ДСН 3.3.6.042-99 [72], характер виконуваних робіт у межах даного дослідження відноситься до категорії 1б («легка праця»). Дана категорія передбачає виконання робіт із незначним фізичним навантаженням, переважно у сидячому або частково стоячому положенні, з епізодичною необхідністю переміщення в межах робочої зони під час проведення експериментальних операцій.

4.2 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці

Для зниження рівня ризиків, що виникають під час проведення експериментальних досліджень впливу холодного ізостатичного пресування на структуру та механічні властивості твердого сплаву WC-25Co, застосовується комплекс інженерно-технічних та організаційних заходів з охорони праці. Вони умовно поділяються на заходи колективного та індивідуального захисту. Відповідно до вимог ДСТУ 2456-94 [78], пріоритетним є усунення або максимальне зниження впливу небезпечних і шкідливих виробничих факторів безпосередньо в джерелі їх виникнення. ДСТУ 2293-99 [73] визначає порядок застосування засобів індивідуального захисту у випадках, коли ефективність колективних заходів є недостатньою.

Вимоги до технологічного процесу. Відповідно до ДСТУ 2456-94 [78], технологічний процес повинен бути організований таким чином, щоб мінімізувати вплив небезпечних факторів. У межах дослідження до таких факторів належать високий тиск у процесі холодного ізостатичного

пресування, підвищені температури під час спікання, електричні навантаження обладнання, а також можливе утворення пилу порошків карбиду вольфраму та кобальту.

Процес спікання зразків виконується у контрольованих умовах вакуумної або інертної атмосфери, що дозволяє знизити ризики окиснення матеріалу та підвищує загальний рівень безпеки, зокрема щодо запобігання небажаним реакціям при нагріванні порошкових компонентів. Усі операції повинні виконуватися відповідно до встановленого технологічного регламенту.

Вимоги до приміщень. Згідно з будівельними нормами та вимогами безпеки [77], лабораторні приміщення, у яких здійснюються роботи з порошковими матеріалами та високонавантаженим обладнанням, повинні бути обладнані системами припливно-витяжної вентиляції з фільтрацією повітря, системами пожежогасіння, аварійним освітленням та засобами оповіщення. Оздоблювальні матеріали повинні відповідати вимогам пожежної безпеки та мати необхідний клас негорючості.

Вимоги до обладнання. Обладнання для холодного ізостатичного пресування, а також випробувальні установки повинні відповідати вимогам ДСТУ 2489-94 [79]. Воно має бути оснащене системами захисного заземлення, аварійного відключення, блокування доступу до робочих зон під час виконання операцій, а також засобами контролю параметрів тиску, температури та електричних режимів. Окрему увагу приділяють захисту від перевантажень і перегріву вузлів обладнання.

Організація робочого місця. Робоче місце оператора повинно бути організоване з урахуванням ергономічних вимог та безпечної відстані до зон потенційної небезпеки. Обов'язковою є наявність інструкцій з охорони праці, схем евакуації, а також доступу до первинних засобів пожежогасіння. До виконання робіт допускається лише персонал, який пройшов відповідне навчання, інструктаж та медичний огляд.

Вимоги до персоналу та засобів індивідуального захисту. У випадках, коли колективні заходи не забезпечують повного усунення впливу шкідливих факторів, відповідно до ДСТУ 7236:2010 [80], застосовуються засоби індивідуального захисту (ЗІЗ).

Для захисту органів дихання при роботі з порошками WC-25Co використовуються фільтрувальні респіратори класу РЗ або аналогічні системи з високим ступенем очищення повітря, здатні ефективно затримувати дрібнодисперсний пил карбїду вольфраму та кобальту. Захист очей і обличчя забезпечується за допомогою захисних окулярів або щитків, що відповідають вимогам ДСТУ EN 166:2017 [81], із стійкістю до механічних впливів та можливого теплового випромінювання.

Застосування комплексних ЗІЗ дозволяє суттєво знизити рівень впливу пилу, теплових факторів та електричних ризиків. Водночас індивідуальний захист розглядається як додатковий рівень безпеки, що використовується у поєднанні з технічними та організаційними заходами.

Методи контролю виконання вимог безпеки. Контроль за дотриманням вимог охорони праці здійснюється відповідальними особами лабораторії та інженером з охорони праці. Регулярно проводяться перевірки стану вентиляційних систем, електрообладнання, заземлення та протипожежних засобів. Додатково передбачено планові інструктажі, а також перевірку знань персоналу з питань охорони праці та пожежної безпеки.

4.3 Пожежна безпека

Персонал лабораторії, у якій виконуються дослідження впливу холодного ізостатичного пресування на структуру та механічні властивості твердого сплаву WC-25Co, повинен бути належним чином проінформований щодо вимог пожежної безпеки. З метою запобігання виникненню аварійних ситуацій у процесі експериментальних робіт передбачено регулярний

контроль з боку відповідальних осіб за дотриманням правил протипожежного захисту та експлуатації обладнання.

Підвищену пожежну небезпеку в лабораторних умовах становлять дрібнодисперсні порошки карбиду вольфраму та, особливо, кобальту, які за певних умов можуть утворювати пилоповітряні суміші. Окрему небезпеку становлять також технологічні операції, пов'язані з високими температурами під час спікання, а також використання органічних речовин (розчинників, мастильних і очищувальних матеріалів), які можуть мати низьку температуру займання.

Джерелами можливого займання є іскрові розряди під час роботи високонавантаженого обладнання (зокрема установок холодного ізостатичного пресування та випробувальних машин), перегрів елементів електрообладнання, статична електрика, а також короткі замикання або несправності електромережі. Поєднання високих температур, пилового середовища та наявності кисню створює потенційно пожежонебезпечні умови.

Відповідно до ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва» [82], лабораторне приміщення може бути віднесене до категорії В за пожежною небезпекою, як об'єкт, у якому використовуються горючі пилоподібні матеріали та органічні речовини. Згідно з ДСТУ 4479:2005 [83], робочі зони підготовки та обробки порошкових матеріалів можуть класифікуватися як вибухонебезпечні зони 22, де утворення пилоповітряних сумішей можливе за нормальних умов експлуатації.

За класифікацією пожеж, відповідно до ДСТУ ISO 3941:2004 [84], можливі загоряння порошків металів (зокрема кобальтовмісних компонентів) відносяться до класу D. Гасіння таких пожеж потребує використання спеціалізованих засобів, оскільки застосування води або пінних вогнегасників може призвести до інтенсифікації горіння та розвитку аварійної ситуації.

Лабораторне приміщення обладнане автоматичною пожежною сигналізацією з тепловими сповіщувачами та системою оповіщення про пожежу. Для

первинного гасіння можливих загорянь передбачено порошкові вогнегасники та спеціалізовані засоби для гасіння металевих пожеж.

Відповідно до вимог НАПБ А.01.001-2004 [85], кількість первинних засобів пожежогасіння визначається площею приміщення та категорією пожежної небезпеки, що забезпечує їх достатню щільність розміщення по робочій зоні.

На видному місці розміщено план евакуації, який містить схеми виходу з лабораторії та позначення місць розташування засобів пожежогасіння. Евакуаційні виходи відповідають вимогам ДБН В.1.1-7:2016 [85], забезпечують вільний прохід, нормативну ширину та оснащені аварійним освітленням. Додатково приміщення підключене до системи пожежного сповіщення, яка забезпечує автоматичну передачу сигналу на черговий пост або пожежну службу.

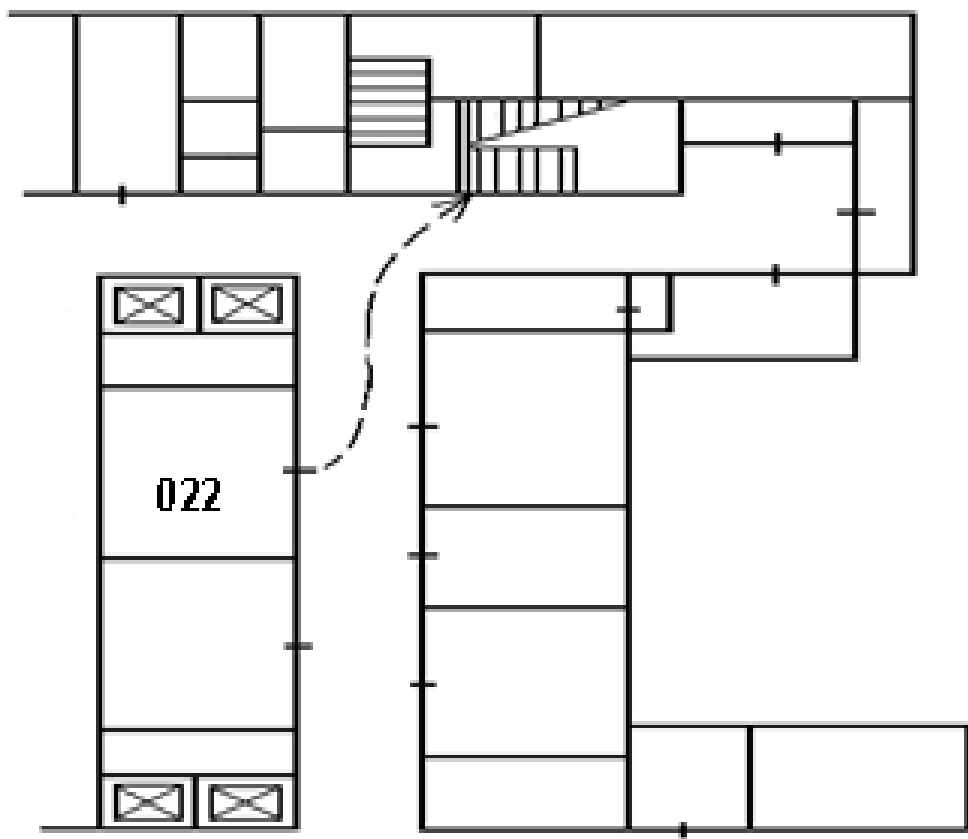


Рисунок 4.3 – План евакуації з приміщення

5 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНА РОЗДІЛ

5.1 Науково-технічна актуальність НДР

У сучасних умовах розвитку промислового виробництва та постійного зростання вимог до характеристик обробного інструменту тверді сплави залишаються одними з найбільш перспективних і широко використовуваних матеріалів. Їх застосування обумовлене високими показниками твердості, зносостійкості та надійності, що забезпечує ефективність роботи інструменту в складних експлуатаційних умовах.

Технологія холодного ізостатичного пресування знаходить широке застосування в різних сферах промисловості — від виробництва компонентів для сонячної енергетики до виготовлення ріжучого інструменту. Використання даного методу сприяє покращенню властивостей матеріалу за рахунок рівномірного розподілу тиску під час формування заготовок. Головною перевагою виробів, отриманих методом ХІП, порівняно із заготовками після одновісного пресування, є забезпечення однорідної щільності по всьому об'єму матеріалу.

Вольфрамокобальтові тверді сплави традиційно виготовляються із застосуванням методів порошкової металургії. Водночас використання одновісного пресування супроводжується певними технологічними недоліками, серед яких нерівномірність ущільнення порошкової суміші та обмеження щодо формування виробів при підвищених значеннях тиску. Ефективним способом усунення зазначених проблем є застосування холодного ізостатичного пресування попередньо сформованих заготовок, що дозволяє досягти більш рівномірного ущільнення матеріалу.

З економічної точки зору впровадження технології ХІП є доцільним, оскільки не потребує значних витрат на оновлення виробничої бази. Більшість гідравлічних пресів можуть бути модернізовані для виконання операцій ізостатичного пресування шляхом встановлення камери високого тиску та відповідних конструктивних елементів. Такий підхід дозволяє суттєво

скоротити капітальні вкладення та використати наявне обладнання без його повної заміни.

Отже, застосування холодного ізостатичного пресування дає можливість отримувати вироби з покращеними фізико-механічними характеристиками без значних витрат на технічне переоснащення виробництва. У результаті забезпечується підвищення якості продукції та досягнення показників, що перевищують характеристики традиційних комерційних аналогів.

Для реалізації поставлених завдань необхідно забезпечити відповідний розподіл трудових ресурсів, структура яких наведена в таблиці 5.1, а також виконати розрахунок фонду оплати праці виконавців таблиці 5.2 та визначити потребу в матеріальних ресурсах, необхідних для проведення досліджень таблиці 5.3. Узагальнена кошторисна вартість виконання науково-дослідної роботи наведена в таблиці 5.4, а оцінювання очікуваної ефективності результатів дослідження – у таблиці 5.5.

5.2 Мета і завдання НДР

Метою даного дослідження є визначення впливу тиску холодного ізостатичного пресування на структурні характеристики та властивості твердого сплаву WC-25Co.

Для досягнення поставленої мети необхідно виконати такі завдання:

- провести аналіз науково-технічної літератури за тематикою дослідження;
- розробити методику проведення експериментальних досліджень;
- виготовити дослідні зразки зі сплаву WC-25Co;
- дослідити особливості мікроструктури отриманих матеріалів;
- визначити показники мікротвердості дослідних зразків;
- здійснити обробку експериментальних даних та виконати аналіз отриманих результатів.

5.3 Розрахунок витрат на проведення НДР

Визначення витрат на виконання науково-дослідної роботи є необхідною складовою економічного обґрунтування дослідження та дозволяє встановити її розрахункову вартість. Планування витрат на проведення НДР спрямоване на раціональне використання трудових, матеріальних і фінансових ресурсів, що забезпечує досягнення поставлених наукових результатів за мінімально можливих витрат.

Планова собівартість науково-дослідної роботи формується з урахуванням таких основних статей витрат:

- оплата праці виконавців науково-дослідної роботи;
- нарахування на заробітну плату відповідно до чинного законодавства;
- витрати на матеріали та сировину, необхідні для проведення досліджень;
- витрати, пов'язані з використанням спеціального обладнання та приладів;
- витрати на службові відрядження, пов'язані з виконанням роботи;
- інші прямі витрати, безпосередньо пов'язані з тематикою дослідження;
- накладні витрати, необхідні для забезпечення виконання науково-дослідної роботи.

5.3.1 Витрати на оплату праці

Витрати за цією статтею включають заробітну плату працівників, що брали участь у виконанні робіт з даної теми. Заробітна плата розраховується на основі даних про трудомісткість робіт і посадовими окладами виконавців. Розрахунок ведеться у «людино-днях».

Таблиця 5.1 – Трудомісткість робіт

Етапи НДР	Трудомісткість, людино-днів			
	Доцент	Молодший науковий співробітник	Інженер-дослідник	Лаборант
Підготовчий етап	4	4	2	-
Проведення експерименту	13	6	12	30
Написання записки	11	-	19	-
Оформлення, перевірка та захист	8	-	4	-
Разом	36	10	37	30

Середньоденна заробітна плата визначається шляхом ділення місячного посадового окладу працівника на середню кількість робочих днів у місяці. Для розрахунків приймається умовна тривалість робочого місяця, яка при п'ятиденному робочому тижні становить 22 робочі дні. Фонд оплати праці розраховується як добуток середньоденної заробітної плати виконавця на трудомісткість робіт, наведену в таблиці 5.1. Результати виконаних розрахунків щодо визначення фонду заробітної плати наведено в таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 – Фонд заробітної плати

Посада	Трудомісткість, людино-днів	Місячний оклад, грн.	Денна заробітна плата, грн.	Сумарна заробітна плата, грн.
Доцент	36	21560	980	35280
Молодший науковий співробітник	10	11484	522	5220
Інженер- дослідник	37	9020	410	15170
Лаборант	30	8690	395	11850
Разом				67520

5.3.2 Єдиний соціальний внесок

Витрати на сплату єдиного соціального внеску визначаються відповідно до встановленої законодавством ставки та розраховуються як частка від загального фонду оплати праці виконавців науково-дослідної роботи. Для проведення економічних розрахунків приймається нормативна ставка ЄСВ у розмірі 22 % від суми нарахованої заробітної плати. Таким чином, величина єдиного соціального внеску становить:

$$V_c = 67520 \cdot 0,22 = 14854 \text{ грн.}$$

5.3.3 Витрати на матеріали, що використовуються в роботі

Визначення витрат на матеріали, необхідні для виконання науково-дослідної роботи, здійснюється на основі вартості одиниці кожного виду матеріалу та обсягу його фактичного використання в процесі проведення

досліджень. Загальна сума матеріальних витрат розраховується шляхом множення ціни матеріалу на його кількість. Результати розрахунку вартості використаних матеріалів наведено в таблиці 5.3.

Таблиця 5.3 – Вартість матеріалів необхідних для виконання НДР

Найменування матеріалу	Одиниця виміру	Кількість	Ціна за одиницю, грн.	Сума, грн.
Порошок W	кг	0,92	1 500	1 380
Порошок Со	кг	0,08	1 500	120
Синтетичний каучук	кг	0,01	50	0,5
Бензин	л	0,5	25	12,5
Невраховані витрати	-			40
Разом				1 553

Транспортно-заготівельні витрати враховують витрати, пов'язані з придбанням, доставкою та підготовкою матеріалів до використання, і приймаються в розмірі 10 % від їх планової вартості. З урахуванням зазначених витрат загальна сума витрат на матеріали визначається за формулою:

$$ВМ = 1553 \cdot 1,1 = 1708,3 \text{ грн.}$$

Отримане значення враховує як безпосередню вартість використаних матеріалів, так і витрати на їх транспортування та заготівлю.

5.3.4 Витрати на спеціальне обладнання та прилади

Для виконання науково-дослідної роботи використовувалося наявне лабораторне та виробниче обладнання, що перебуває в експлуатації. Додаткове придбання спеціального устаткування для проведення досліджень

не здійснювалося, тому витрати за даною статтею в кошторисі науково-дослідної роботи відсутні.

5.3.5 Витрати на службові відрядження

Усі експериментальні та дослідницькі роботи виконувалися на базі лабораторій Інституту надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України. Оскільки проведення досліджень не потребувало виїзду виконавців за межі місця навчання та виконання роботи, витрати на службові відрядження у кошторисі науково-дослідної роботи не передбачаються.

5.3.6 Інші прямі невраховані витрати

До складу інших прямих витрат включаються витрати, які не були враховані за попередніми статтями кошторису, зокрема оплата консультацій фахівців, проведення випробувань, використання обладнання сторонніх організацій та інші витрати, безпосередньо пов'язані з виконанням науково-дослідної роботи. Для даного дослідження величина інших прямих витрат приймається на рівні 10 % від суми раніше розрахованих витрат.

$$ІВ = (67520 + 9347,3 + 1708,3) \cdot 0,1 = 7857.56 \text{ грн.}$$

Отримане значення враховується при визначенні загальної вартості виконання науково-дослідної роботи.

5.3.7 Накладні витрати

До складу накладних витрат включаються витрати, пов'язані із забезпеченням належних умов виконання науково-дослідної роботи та функціонуванням організації в цілому. До них належать витрати на оплату

праці адміністративного, управлінського та допоміжного персоналу з відповідними нарахуваннями, витрати на охорону праці та техніку безпеки, утримання приміщень, обладнання, приладів і установок, а також інші загальногосподарські та організаційні витрати. Крім того, до цієї статті можуть включатися витрати на охорону об'єктів та використання спеціального обладнання загального призначення.

Для даної науково-дослідної роботи накладні витрати приймаються у розмірі 20 % від суми всіх прямих витрат за темою дослідження.

$$НВ = (67520 + 9347,3 + 1708,3 + 5981,6) \cdot 0,2 = 16911.44 \text{ грн.}$$

Розрахована величина накладних витрат враховується при визначенні загальної кошторисної вартості науково-дослідної роботи.

5.3.8 Планова кошторисна вартість теми

Плановий кошторис витрат по темі досліджень наведено в таблиці 5.4.

Таблиця 5.4 – Планова кошторисна вартість дослідницької роботи

Назва статей	Умовне позначення	Сума, грн.	Сума, %	Обґрунтування
Заробітна плата виконавців теми	ЗП	67520	61,8	За розрахунком
Єдиний соціальний внесок	В _с	9 347,3	11,8	22% від ЗП
Вартість основних матеріалів	В _м	1 708,3	2,2	За розрахунком
Вартість спеціального обладнання	В _{об}	-	-	Не планується
Витрати на послуги сторонніх організацій	В _{со}	-	-	Не планується
Інші прямі витрати	І _в	5 981,6	7,6	10% від суми врахованих витрат
Накладні витрати	Н _в	13 159,5	16,6	20% від суми всіх прямих витрат
Разом	В _{ндр}	97716.7	100	Сума всіх попередніх статей

5.4 Економічна доцільність НДР

Для обґрунтування економічної доцільності виконання науково-дослідної роботи проводиться розрахунок очікуваного економічного ефекту. Одним із поширених підходів до оцінювання результативності НДР є бальна система, яка враховує наукову, практичну та організаційну значущість отриманих результатів.

Оцінювання економічної ефективності здійснюється за такими показниками:

- значущість та актуальність розробки (K1);
- можливість практичного використання результатів дослідження (K2);
- рівень наукової новизни та теоретичної цінності отриманих результатів (K3);
- складність виконання науково-дослідної роботи (K4).

Коефіцієнт K1 характеризує важливість виконаного дослідження та може змінюватися від 1 до 8 балів залежно від масштабу програми, в межах якої виконується робота.

Коефіцієнт K2 відображає потенційну сферу застосування отриманих результатів і може набувати значень від 1 до 10 балів залежно від кількості організацій або галузей, у яких можливе їх використання.

Коефіцієнт K3 визначає рівень наукової новизни дослідження. Його значення встановлюється в межах від 2 до 8 балів залежно від характеру отриманих результатів — від узагальнення відомих даних до формування принципово нових наукових уявлень.

Коефіцієнт K4 характеризує складність виконання роботи та визначається з урахуванням кількості задіяних підрозділів і обсягу витрат на проведення досліджень. Значення коефіцієнта може становити від 1 до 9 балів. Загальна бальна оцінка економічної ефективності визначається як добуток усіх наведених коефіцієнтів:

$$Б = K1 \cdot K2 \cdot K3 \cdot K4.$$

Результати оцінювання за кожним із зазначених показників наведені в таблиці 5.5.

Таблиця 5.5 – Бальна оцінка ефективності НДР

Показник оцінки ефективності НДР	Умовне позначення показника	Характеристики даної роботи	Кількість балів
Важливість розробки	K_1	Робота виконується за угодою про науково-технічне співробітництво	3
Можливість використання результатів розробки	K_2	Результатами розробки можуть користуватися різні галузі	10
Теоретична значимість та рівень новизни розробки	K_3	Внаслідок виконання роботи отримана нова інформація, яка частково змінює уявлення про природу процесів	5
Складність дослідження	K_4	Роботу виконує один підрозділ, витрати від 50 000 до 100 000 гривень	5

Бальна оцінка ефективності рівна:

$$Б = 3 \cdot 10 \cdot 5 \cdot 5 = 750.$$

Умовний ефект науково-дослідницької роботи розраховується за формулою:

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

де 500 – умовна вартість одного балу;

E_K – нормативний коефіцієнт економічної ефективності (0,2);

$B_{\text{НДР}}$ – сумарні витрати на дослідницьку роботу.

$$E_{\text{НДР}} = 500 \cdot 750 - 0,2 \cdot 78957,4 = 359208,5,$$

Коефіцієнт економічної ефективності E_e характеризує частку загального ефекту від розробки на умовну одиницю витрат.

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

$$E_e = \frac{359208,5}{78957,4} = 4,5.$$

5.5 Висновки до організаційно-економічного розділу

У ході виконання науково-дослідної роботи було здійснено розрахунок витрат за всіма основними статтями кошторису. На основі отриманих результатів виконано оцінювання доцільності проведення дослідження шляхом визначення коефіцієнта умовної економічної ефективності. Отримане значення коефіцієнта становить 4,5, що свідчить про економічну обґрунтованість та доцільність виконання даної науково-дослідної роботи.

ВИСНОВКИ

На основі отриманих результатів дослідження сформульовано такі висновки:

1. Встановлено, що застосування холодного ізостатичного пресування як додаткової технологічної операції перед спіканням істотно впливає на зміну структури сплаву WC-25Co та забезпечує підвищення рівня його фізико-механічних властивостей порівняно зі сплавом, одержаним виключно одновісним пресуванням.

2. Вперше показано фрагментацію зерен WC у сплаві WC-25Co, який перед спіканням піддавали ХІП за тиску 300 МПа. Фрагментація, вочевидь, є наслідком реалізації залишкових напружень, накопичених у частинках WC під час ізостатичного обтиснення, у процесі рідиннофазного спікання та подальшого охолодження.

3. Виявлено, що зі зростанням тиску ХІП збільшується частка ГЦП поліморфної модифікації кобальту сплаву WC-25Co. За результатами повнопрофільного аналізу методом Рітвельда співвідношення ГЦК/ГЦП-Со для сплаву, сформованого одновісним пресуванням, становило 4/1 масових часток; після ХІП 200 МПа – 3/2 масових часток; після ХІП 300 МПа – 1/4 масових часток. Для сплаву, обробленого ХІП за тиску 400 МПа, дифракційні максимуми ГЦК-Со експериментально не реєструвалися, що свідчить про переважання ГЦП модифікації кобальту.

4. Показано, що зміна морфології зерен WC та фазового складу кобальтової зв'язки безпосередньо впливає на характер руйнування сплаву WC-25Co. Для сплавів, одержаних одновісним пресуванням та ХІП за тиску 200 МПа, характерним було квазіпластичний механізм руйнування, тоді як підвищення тиску ХІП до 300 МПа і 400 МПа спричиняло перехід до квазікрихкого руйнування, що пов'язано з фрагментацією зерен WC та зростанням частки ГЦП-Со.

5. Встановлено, що структурні зміни, ініційовані ХІП, відобразилися на зміні границі міцності сплаву WC-25Co. Для сплаву, одержаного одновісним пресуванням, границя міцності становила 2010 МПа; після ХІП 200 МПа – 2200 МПа; після ХІП 300 МПа – 2320 МПа; після ХІП 400 МПа – 2480 МПа. Таким чином, зміна тиску ХІП перед спіканням дозволяє керувати міцністю сплаву через зміну дисперсності структури, ступеня фрагментації зерен WC та фазового стану кобальтової зв'язуючої фази.

6. Загалом, результати дослідження підтверджують перспективність використання сплаву WC-25Co як матеріалу для виготовлення високонавантажених конструкційних елементів та інструментів, що потребують підвищеної зносостійкості, твердості та механічної міцності. Сплав WC-25Co демонструє оптимальне поєднання механічних властивостей, стійкості до зношування та експлуатаційної надійності, що робить його перспективним для застосування в машинобудуванні, гірничодобувній промисловості, металообробці та інших галузях, де потрібна висока довговічність матеріалу. Отримані результати можуть бути використані як основа для подальших досліджень, спрямованих на оптимізацію структури та покращення експлуатаційних характеристик сплаву.

CONCLUSIONS

Based on the obtained research results, the following conclusions were formulated:

1. It was established that the application of cold isostatic pressing (CIP) as an additional technological operation prior to sintering significantly affects the microstructure evolution of the WC–25Co alloy and provides an improvement in its physical and mechanical properties compared to the alloy produced solely by uniaxial pressing.

2. For the first time, the fragmentation of WC grains was demonstrated in the WC–25Co alloy subjected to CIP at a pressure of 300 MPa prior to sintering. This fragmentation is apparently a consequence of the release of residual stresses accumulated in WC particles during isostatic compaction throughout the liquid-phase sintering process and subsequent cooling.

3. It was found that increasing the CIP pressure leads to an increase in the fraction of the HCP polymorphic modification of cobalt in the WC–25Co alloy. According to the full-profile analysis performed using the Rietveld method, the FCC/HCP-Co phase ratio for the alloy produced by uniaxial pressing was 4:1 by weight; after CIP at 200 MPa, it was 3:2; and after CIP at 300 MPa, it was 1:4. For the alloy treated by CIP at 400 MPa, diffraction peaks corresponding to FCC-Co were not experimentally detected, indicating the predominance of the HCP cobalt modification.

4. It was shown that changes in the morphology of WC grains and in the phase composition of the cobalt binder directly affect the fracture behavior of the WC-25Co alloy. Alloys produced by uniaxial pressing and by CIP at 200 MPa exhibited a quasi-ductile fracture mechanism, whereas increasing the CIP pressure to 300 MPa and 400 MPa resulted in a transition to quasi-brittle fracture, which is associated with WC grain fragmentation and an increased fraction of HCP-Co.

5. It was established that the structural changes induced by CIP were reflected in the variation of the ultimate strength of the WC–25Co alloy. The ultimate strength

of the alloy produced by uniaxial pressing was 2010 MPa; after CIP at 200 MPa, it increased to 2200 MPa; after CIP at 300 MPa, to 2320 MPa; and after CIP at 400 MPa, to 2480 MPa. Thus, varying the CIP pressure prior to sintering makes it possible to control the strength of the alloy through changes in structural refinement, the degree of WC grain fragmentation, and the phase state of the cobalt binder phase.

6. Overall, the research results confirm the potential of the WC–25Co alloy as a material for manufacturing highly loaded structural components and tools requiring enhanced wear resistance, hardness, and mechanical strength. The WC-25Co alloy demonstrates an optimal combination of mechanical properties, wear resistance, and operational reliability, making it a promising material for applications in mechanical engineering, mining, metalworking, and other industries where high material durability is required. The obtained results may serve as a basis for further studies aimed at optimizing the microstructure and improving the performance characteristics of the alloy.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕД ПОСИЛАНЬ

1. Cemented carbide microstructures: a review [Електронний ресурс] / José García [та ін.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2019. – Т. 80. – С. 40–68. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.12.004> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.
2. Konyashin I. Cemented Carbides [Електронний ресурс] / Igor Konyashin, Bernd Ries. : Elsevier, 2022. – 340 с.
3. Schwarzdopf P. Cemented carbides [Електронний ресурс] / P. Schwarzdopf. : Macmillan, 1960.
4. Gurland J. Role of the Binder Phase in Cemented Tungsten Carbide-Cobalt Alloys [Електронний ресурс] / Joseph Gurland, John T. Norton // JOM. – 1952. – Т. 4, № 10. – С. 1051–1056. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1007/bf03397768> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.
5. Exner H. E. Physical and chemical nature of cemented carbides [Електронний ресурс] / H. E. Exner // International Metals Reviews. – 1979. – Т. 24, № 1. – С. 149–173. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1179/imtr.1979.24.1.149> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.
6. Upadhyaya G. S. Cemented Tungsten Carbides: Production, Properties, and Testing / G. S. Upadhyaya. – Westwood, N.J. : Noyes Publications, 1998. – 420 с.
7. Swab J. J. Compression strength of tungsten carbide–cobalt hard metals [Електронний ресурс] / J. J. Swab, J. J. Pittari III // International Journal of Applied Ceramic Technology. – 2023. – Vol. 20, № 1. – Р. 509–518. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1111/ijac.14208> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

8. Prakash L. Fundamentals and General Applications of Hardmetals [Електронний ресурс] / Leo Prakash // Comprehensive Hard Materials., 2014. – С. 29–90. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-096527-7.00002-7> – Дата звернення 17.06.2026. – . – Назва з екрана.
9. The influence of microstructure on abrasive wear resistance of selected cemented carbide grades operating as cutting tools in dry and foam conditioned soil [Електронний ресурс] / Federico Bosio [та ін.] // Wear. – 2018. – Т. 394-395. – С. 203–216. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.11.002> – Дата звернення 17.06.2026. – . – Назва з екрана.
10. Raza A. A Critical Review of Tool Design in Burnishing Process [Електронний ресурс] / A. Raza, S. Kumar // Tribology International. – 2022. – С. 107717. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2022.107717> – Дата звернення 17.06.2026. – . – Назва з екрана.
11. Maximov J. The Correlation between Surface Integrity and Operating Behaviour of Slide Burnished Components—A Review and Prospects [Електронний ресурс] / Jordan Maximov, Galya Duncheva // Applied Sciences. – 2023. – Т. 13, № 5. – С. 3313. – Режим доступу: <https://doi.org/10.3390/app13053313> – Дата звернення 17.06.2026. – . – Назва з екрана.
12. Mechanical properties of WC–10Co cemented carbides sintered from nanocrystalline spray conversion processed powders [Електронний ресурс] / Seung I. Cha [та ін.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2001. – Т. 19, № 4-6. – С. 397–403. – Режим доступу: [https://doi.org/10.1016/s0263-4368\(01\)00057-9](https://doi.org/10.1016/s0263-4368(01)00057-9) – Дата звернення 17.06.2026. – . – Назва з екрана.
13. Effect of interfacial characteristics on toughness of nanocrystalline cemented carbides [Електронний ресурс] / Xiaoyan Song [та ін.] // Acta Materialia. – 2013. – Т. 61, № 6. – С. 2154–2162. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.12.036> – Дата звернення 17.06.2026. – . – Назва з екрана.

14. Berglund L. The Effect of Cooling Rate on Sintered Cemented Carbides [Електронний ресурс] : thesis / Berglund Lina. – [Б. м.], 2020. – Режим доступу: <http://urn.kb.se/resolve?urn=urn:nbn:se:kth:diva-288541> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

15. Marshall J. M. The role of tungsten in the Co binder: Effects on WC grain size and hcp–fcc Co in the binder phase [Електронний ресурс] / Jessica M. Marshall, Mathilde Giraudel // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2015. – Т. 49. – С. 57–66. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.09.028> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

16. Some aspects of the structure of cobalt and nickel binder phases in hardmetals [Електронний ресурс] / K. P. Mingard [та ін.] // Acta Materialia. – 2011. – Т. 59, № 6. – С. 2277–2290. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.12.004> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

17. Grinding-induced metallurgical alterations in the binder phase of WC–Co cemented carbides [Електронний ресурс] / J. Yang [та ін.] // Materials Characterization. – 2017. – Т. 134. – С. 302–310. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.11.004> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

18. Adjam S. Strain glass transition of cobalt phase in a cemented carbide [Електронний ресурс] / S. Adjam, D. Mari, T. LaGrange // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2020. – Т. 87. – С. 105161. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.105161> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

19. Kinetics of the allotropic hcp–fcc phase transformation in cobalt [Електронний ресурс] / Rico Bauer [та ін.] // Philosophical Magazine. – 2011. – Т. 91, № 3. – С. 437–457. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1080/14786435.2010.525541> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

20. Waitz T. The f.c.c. to h.c.p. martensitic phase transformation in CoNi studied by TEM and AFM methods [Електронний ресурс] / T. Waitz, H. P. Karnthaler // *Acta Materialia*. – 1997. – Т. 45, № 2. – С. 837–847. – Режим доступу: [https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(96\)00184-x](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(96)00184-x) – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

21. Sert A. Characterization of the mechanism of cryogenic treatment on the microstructural changes in tungsten carbide cutting tools [Електронний ресурс] / Abdullah Sert, Osman Nuri Celik // *Materials Characterization*. – 2019. – Т. 150. – С. 1–7. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.02.006> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

22. Padmakumar M. Investigation on the effect of cryogenic treatment on tungsten carbide milling insert with 11% cobalt (WC–11%Co) [Електронний ресурс] / M. Padmakumar, D. Dinakaran // *SN Applied Sciences*. – 2020. – Т. 2, № 6. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1007/s42452-020-2872-3> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

23. Binder phase strengthening of WC–Co alloy through post-sintering treatment [Електронний ресурс] / Li Zhang [та ін.] // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2015. – Т. 50. – С. 31–36. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.09.031> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

24. Influence of different post treatments on microstructure and properties of WC–Co cemented carbides [Електронний ресурс] / Lining Gu [та ін.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – Т. 620. – С. 116–119. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.09.100> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

25. Mechanisms of plastic deformation of WC–Co and Ti(C, N)–WC–Co [Електронний ресурс] / Gustaf Östberg [та ін.] // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2006. – Т. 24, № 1-2. – С. 135–144. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2005.04.009> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

26. Padmakumar M. A review on cryogenic treatment of tungsten carbide (WC-Co) tool material [Електронний ресурс] / M. Padmakumar, D. Dinakaran // Materials and Manufacturing Processes. – 2020. – С. 1–23. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1080/10426914.2020.1843668> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

27. Effect of deep cryogenic treatment on the fracture toughness and wear resistance of WC-Co cemented carbides [Електронний ресурс] / Zeju Weng [та ін.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2019. – Т. 85. – С. 105059. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.105059> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

28. Effectiveness of cryogenic treatment on cutting tool inserts: A review [Електронний ресурс] / Moganapriya Chinnasamy [та ін.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2022. – Т. 108. – С. 105946. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2022.105946> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

29. Residual stress evolution enhanced martensite phase transition and texture development in cryogenic-tempered WC-Co ultra-coarse grained cemented carbide [Електронний ресурс] / Tao Hua [та ін.] // Materials Science and Engineering: A. – 2022. – Т. 834. – С. 142592. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142592> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

30. Вплив обробки твердого сплаву WC-15Co високим гідростатичним тиском на зносостійкість оснащеного ним інструменту / Г. Я. Акимов [та ін.] // Надтверді матеріали. – 2025. – Т. 272, № 1. – С. 37–47.

31. Cold Isostatic Pressing Effect on the WC-15 wt.% Co Hard Alloy Strength [Електронний ресурс] / V. I. Sheremet [та ін.] // Strength of Materials. – 2024. – Т. 56, № 3. – С. 551–558. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1007/s11223-024-00670-4> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

32. Скороход В. В. Порошковые материалы на основе тугоплавких металлов и соединений / В. В. Скороход. – К. : Техніка, 1982. — 167 с.
33. Степанчук А. Н. Технология порошковой металлургии / А. Н. Степанчук, И. И. Билык, П. А. Бойко. – К. : Вища шк., 1989. – 415 с.
34. Степанчук А. М. Теорія і технологія пресування порошкових матеріалів : навчальний посібник / Анатолій Миколайович Степанчук. – Київ : Центр учб. літ., 2017. – 336 с.
35. Смирнов О. В. Фізичні та хімічні основи виробництва / О. В. Смирнов, В. С. Білецький. – Донецьк : Східний видавничий дім, 2005. – 148 с.
36. Lassner E. Tungsten: Properties, Chemistry, Technology of the Element, Alloys, and Chemical Compounds / Erik Lassner, Wolf-Dieter Schubert. – New York : Kluwer Academic/Plenum Publishers, 1999. – 422 p.
37. Roebuck B. Design of Cemented Carbides for Metal Cutting Applications [Electronic resource] / B. Roebuck, E. A. Almond // Materials Science and Technology. – 1988. – Vol. 4, № 5. – P. 390–394. – Available at: <https://doi.org/10.1179/mst.1988.4.5.390> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.
38. Strain ratcheting limit stresses as a function of microstructure of WC-Co hardmetals under uniaxial cyclic loads under a stress ratio of $R = -\infty$ at elevated temperatures [Електронний ресурс] / Kathrin Maier [та ін.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2022. – Т. 102. – С. 105699. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105699> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.
39. Rudy E. Compendium of Phase Diagram Data / Erwin Rudy. – Air Force Materials Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, Ohio, 1969. – Vol. VII. – 542 p.
40. ISO 4499-2:2020. Hardmetals - Metallographic determination of microstructure - Part 2: Measurement of WC grain size. – На заміну ISO 4499-2:2008 ; чинний від 2020-08-24. – Austrian Standards International, 2020. – 17 с.

41. Andrén H.-O. Microstructures of cemented carbides [Електронний ресурс] / Hans-Olof Andrén // Materials & Design. – 2001. – Т. 22, № 6. – С. 491–498. – Режим доступу: [https://doi.org/10.1016/s0261-3069\(01\)00006-1](https://doi.org/10.1016/s0261-3069(01)00006-1) – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

42. Mannesson K. WC grain growth during sintering of cemented carbides : Experiments and simulations [Електронний ресурс] : doctoral thesis / Mannesson Karin. – [Б. м.], 2011. – Режим доступу: <http://urn.kb.se/resolve?urn=urn:nbn:se:kth:diva-32430> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

43. Effect of crystal anisotropy on the mechanical properties of WC embedded in WC-Co cemented carbides [Електронний ресурс] / N. Cuadrado, D. Casellas, L. Llanes [et al.] // Euro PM2011 – Hard Materials. – 2011. – P. 215–220. – Режим доступу : https://www.researchgate.net/publication/277104095_Effect_of_crystal_anisotropy_on_the_mechanical_properties_of_WC_embedded_in_WC-Co_cemented_carbides – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

44. Mukhanov V. A. The interrelation between hardness and compressibility of substances and their structure and thermodynamic properties [Електронний ресурс] / V. A. Mukhanov, O. O. Kurakevych, V. L. Solozhenko // Journal of Superhard Materials. – 2008. – Т. 30, № 6. – С. 368–378. – Режим доступу: <https://doi.org/10.3103/s1063457608060026> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

45. Crystal defects responsible for mechanical behaviors of a WC–Co composite at room and high temperatures – a simulation study [Електронний ресурс] / Jing Fang [та ін.] // Acta Crystallographica Section B Structural Science, Crystal Engineering and Materials. – 2019. – Т. 75, № 2. – С. 134–142. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1107/s2052520619000295> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

46. German R. M. Liquid Phase Sintering [Електронний ресурс] / Randall M. German. – Boston, MA : Springer US, 1985. – Режим доступу:

<https://doi.org/10.1007/978-1-4899-3599-1> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

47. Warren R. Microstructural development during the liquid-phase sintering of cemented carbides [Електронний ресурс] / R. Warren, M. B. Waldron // Powder metallurgy. – 1972. – Т. 15, № 30. – С. 166–201. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1179/pom.1972.15.30.005> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

48. Modelling the formation of detrimental phases in cemented carbides [Електронний ресурс] / V. Lamelas [та ін.] // Materials & Design. – 2023. – Т. 228. – С. 111823. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111823> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

49. Love A. Quantitative relationships between magnetic properties, microstructure and composition of WC–Co alloys [Електронний ресурс] / A. Love, S. Luuyckx, N. Sacks // Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Т. 489, № 2. – С. 465–468. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.09.087> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

50. Lisovsky A. F. The migration of metal melts in sintered composite materials [Електронний ресурс] / A. F. Lisovsky // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 1990. – Т. 33, № 8. – С. 1599–1603. – Режим доступу: [https://doi.org/10.1016/0017-9310\(90\)90016-n](https://doi.org/10.1016/0017-9310(90)90016-n) – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

51. Attia U. M. Cold-isostatic pressing of metal powders: a review of the technology and recent developments [Електронний ресурс] / Usama M. Attia // Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences. – 2021. – С. 1–24. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1080/10408436.2021.1886043> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

52. Relationship between Cold Isostatic Pressing and Uniaxial Compression of Powder Metallurgy [Електронний ресурс] / Gisele Hammes, Cristiano Binder, Aloisio Nelmo Klein [et al.] // AIP Advances. – 2014. – № 2. – Режим доступу:

https://www.researchgate.net/publication/267242795_Relationship_between_Cold_Isostatic_Pressing_and_Uniaxial_Compression_of_Powder_Metallurgy

53. James S. J. Cold Isostatic Pressing: An Overview [Електронний ресурс] / S. James // Powder Injection Moulding International. – 2013. – Vol. 7, № 3. – P. 67–72.

54. The Structure and Mechanical Properties of WC–8 wt.% Co Hardmetal Produced by Cold and Hot Isostatic Pressing [Електронний ресурс] / G. Ya Akimov [та ін.] // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2022. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1007/s11106-022-00290-0> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

55. The Effect of Cold Isostatic Pressing of Powder Billets Produced from the VK8 Hardmetal on its Hardness and Phase Composition After Sintering [Електронний ресурс] / G. Ya Akimov [та ін.] // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2021. – Т. 60, № 3-4. – С. 142–149. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1007/s11106-021-00235-z> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

56. Холявко В. В. Фізичні властивості та методи дослідження матеріалів : Навч. посіб. / В. В. Холявко, І. А. Владимирський, О. О. Жабинська. – Київ : Центр учб. літ., 2016. – 156 с.

57. Lisovskii A. F. Cemented Carbides Alloyed with Ruthenium, Osmium, and Rhenium [Електронний ресурс] / Anatolii F. Lisovskii // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2000. – Т. 39, № 9/10. – С. 428–433. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1023/a:1011306204246> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

58. Krawitz A. Residual stresses in cemented carbides – An overview [Електронний ресурс] / Aaron Krawitz, Eric Drake // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2015. – Т. 49. – С. 27–35. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.07.018> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

59. Effects of residual thermal stress on mechanical behavior of cermets with different grain sizes [Електронний ресурс] / Jinghong Chen [та ін.] // Acta Materialia. – 2021. – Т. 221. – С. 117428. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117428> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

60. Coats D. L. Effect of particle size on thermal residual stress in WC–Co composites [Електронний ресурс] / D. L. Coats, A. D. Krawitz // Materials Science and Engineering: A. – 2003. – Т. 359, № 1-2. – С. 338–342. – Режим доступу: [https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(03\)00379-4](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(03)00379-4) – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

61. Residual stress distribution in cermets [Електронний ресурс] / A. D. Krawitz [та ін.] // Materials Science and Engineering: A. – 1988. – Т. 105-106. – С. 275–281. – Режим доступу: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(88\)90507-1](https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90507-1) – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

62. Residual thermal stress, fracture toughness, and hardness in WC-Co cemented carbide: finite element simulation and experimental verification [Електронний ресурс] / Meiling He [та ін.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.10.065> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

63. An observation of the binder microstructure in WC-(Co+Ru) cemented carbides using transmission Kikuchi diffraction [Електронний ресурс] / Mehdi Eizadjou [та ін.] // Scripta Materialia. – 2020. – Т. 183. – С. 55–60. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.03.010> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

64. fcc-hcp phase transformation in Co nanoparticles induced by swift heavy-ion irradiation [Електронний ресурс] / D. J. Sprouster [та ін.] // Physical Review B. – 2009. – Т. 80, № 11. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1103/physrevb.80.115438> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

65. Microstructure, mechanical properties, and cutting performances of WC-Co cemented carbides with Ru additions [Електронний ресурс] / Hong Zhang [та ін.] // *Ceramics International*. – 2021. – Т. 47, № 18. – С. 26050–26062. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.06.011> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

66. Influence of Ru content on mechanical, corrosion and oxidation behaviors of WC-15Co cemented carbides [Електронний ресурс] / Shuilin Ouyang [та ін.] // *Ceramics International*. – 2023. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.04.244> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

67. Marshall J. M. Binder phase structure in fine and coarse WC–Co hard metals with Cr and V carbide additions [Електронний ресурс] / Jessica M. Marshall, Alexandra Kusoffsky // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2013. – Т. 40. – С. 27–35. – Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.04.001> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

68. ТУ 25000.20072. Замішування твердосплавних сумішей : технологічна інструкція. – Чинний від 1980-01-01. – Вид. офіц. – Київ : ІНМ АН УРСР, 1980. – 10 с.

69. ТУ 25000.20063. Приготування розчину синтетичного каучуку в бензині : технологічна інструкція. – Чинний від 1979-01-01. – Вид. офіц. – Київ : ІНМ АН УРСР, 1979. – 11 с.

70. Степанчук А. М. Структуроутворення при взаємодії РЕЛІТу з розплавами сомофлюсівних сплавів на основі заліза [Електронний ресурс] / А. М. Степанчук, М. Б. Шевчук, Л. О. Бірюкович // *Металознавство та термообробка*. – 2012. – № 2. – С. 44–49. – Режим доступу: <https://ela.kpi.ua/items/570618be-08ce-4d3c-b2a7-32e5d9083a0f> – Дата звернення 17.06.2026. – Назва з екрана.

71. Левченко О. Г. Охорона праці у зварювальному виробництві: Навчальний посібник. Київ : Основа, 2010. – 240 с.

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

73. Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку [Текст] : ДСН 3.3.6.037-99. – [Чинний з 1999-12-01]. – Київ : Міністерство охорони здоров'я, 1999. – 10 с.

74. Система стандартів безпеки праці. Електробезпека. Загальні вимоги та номенклатура видів захисту [Текст] : ДСТУ 3008:2015 – [Чинний з 2012-01-01]. – Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2012. – 9 с.

75. Система стандартів на інформацію, бібліотечну та видавничу справу. Звіт про науково-технічну роботу. Структура і правила оформлення [Текст] : ДСТУ 7238:2011 – Київ : Держспоживстандарт України, 2011. – 12 с.

76. Гігієнічні регламенти хімічних речовин у повітрі робочої зони : Наказ МОЗ України № 741/35024 від 03.08.2020 р. – Київ : МОЗ України, 2020. – 15 с.

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

78. ССБП. Процеси технологічні. Загальні вимоги безпеки [Текст] : ДСТУ 2456-94 – [Чинний з 1995-01-01]. – Київ : Держспоживстандарт України, 1994. – 6 с.

79. ССБП. Обладнання виробниче. Загальні вимоги безпеки [Текст] : ДСТУ 2489-94 – [Чинний з 1995-01-01]. – Київ: Держспоживстандарт України, 1994. – 10 с.

80. Засоби індивідуального захисту. Загальні вимоги [Текст] : ДСТУ 7236:2010. – [Чинний від 2011-01-01]. – Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2011. – 12 с.

81. Засоби захисту рук від механічних ризиків [Текст] : ДСТУ EN 388:2017. – [Чинний від 2019-01-01]. – Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2018. – 22 с.

82. Пожежна безпека об'єктів будівництва [Текст] : ДБН В.1.1-7:2016.–[Чинний від 2017-01-01]. – Київ : Мінрегіон України, 2016. – 58 с.
83. Зони вибухонебезпечні. Класифікація [Текст] : ДСТУ 4479:2005. – [Чинний від 2006-01-01]. – Київ : Держспоживстандарт України, 2005. – 12 с.
84. Пожежна безпека. Класифікація пожеж [Текст] : ДСТУ ISO 3941:2004. – [Чинний від 2006-01-01]. – Київ : Держспоживстандарт України, 2004. – 8 с.
85. Правила пожежної безпеки в Україні [Текст] : НАПБ А.01.001-2004. – [Чинний від 2006-01-01]. – Київ : МНС України, 2004. – 112 с.