

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ім. І. М. Францевича

ЛАПТЄВ АНАТОЛІЙ ВАСИЛЬОВИЧ



УДК: 539.63:621.762.4/.5:(669-138+666.798.2)

**ОСОБЛИВОСТІ КОНСОЛІДАЦІЇ, ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА
ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ ПІД ДІЄЮ УДАРНОГО
НАВАНТАЖЕННЯ В ШИРОКОМУ ДІАПАЗОНІ ТЕМПЕРАТУР**

Спеціальність 05.16.06 – порошкова металургія та композиційні матеріали

АВТОРЕФЕРАТ

дисертації на здобуття наукового ступеня

доктора технічних наук

Київ –2023

Дисертацією є рукопис.

Роботу виконано в Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України

Офіційні опоненти: доктор технічних наук, професор
Рудь Віктор Дмитрович,
Луцький національний технічний університет, м.
Луцьк,
професор кафедри матеріалознавства

доктор технічних наук, професор
Бейгельзімер Яків Юхимович,
Донецький фізико-технічний інститут НАН України,
м. Київ,
головний науковий співробітник відділу високих
тисків та перспективних технологій

доктор технічних наук, професор
Мініцький Анатолій В'ячеславович,
Національний технічний університет України «КПІ
ім. Ігоря Сікорського», м. Київ,
професор кафедри високотемпературних матеріалів та
порошкової металургії

Захист дисертації відбудеться 11 жовтня 2023 р о 11⁰⁰ годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д26.207.03 Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України за адресою: 03142, м. Київ, вул. Омеляна Пріцака (Кржижановського) 3, головний корпус, к. 208.

З дисертацією можна ознайомитись у бібліотеці Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України

Автореферат дисертації розіслано 9 вересня 2023г.

Вчений секретар спеціалізованої вченої ради,
доктор технічних наук



О. К. Радченко

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. У порошковій металургії для отримання деталей зазвичай використовують технологію вільного спікання спресованих при кімнатній температурі порошкових брикетів. У той же час технологія вільного спікання характеризується щонайменше двома недоліками. Один з них – це залишкова пористість, яка знижує механічні і в результаті експлуатаційні властивості деталей, а другий – це складність отримання зразків з більш нерівноважною, наприклад, дрібнозернистою структурою. Вирішення завдання отримання зразків з мінімальною або нульовою пористістю і більш нерівноважною структурою може бути досягнуто за рахунок застосування методів ущільнення і спікання, активованих різними фізичними процесами, такими, як зовнішній тиск, електромагнітне поле, електричний розряд, які дозволяють знизити температуру або тривалість спікання. Спосіб активації спікання зовнішнім тиском є характерним для більшості відомих методів ущільнення. Застосування високого тиску (≥ 1000 МПа) дозволяє зменшити не тільки пористість у зразках при низькій температурі ущільнення, але й забезпечити утворення міцних границь між однойменними та різнойменними частинками за рахунок реалізації такого фізичного явища як схоплювання. Однак для прояву схоплювання між контактуючими поверхнями крім високого тиску повинна бути присутня і пластична деформація. Істотно полегшує процес схоплювання температура, при якій відбувається деформація контактуючих поверхонь, а також середовище нагріву і, зокрема, високий вакуум. Якщо пластична деформація проходить з високою швидкістю, наприклад, у процесі застосування ударного навантаження, то виявлено і таке явище як прискорена само-і гетеродифузія атомів на поверхні металів, що контактують і деформуються.

Явища схоплювання та прискореної дифузії становлять величезний інтерес для вирішення задачі низькотемпературного ущільнення і спікання порошків. Однак незважаючи на наявність такої можливості для отримання якісних матеріалів із порошків при низькій температурі великої активності у проведенні досліджень у цьому напрямку не спостерігається ні у нас, ні за кордоном. І це явна прогалина в порошковій металургії, яку необхідно усунути. Тому великий науковий і практичний інтерес в даний період часу викликають дослідження динамічного або ударного ущільнення порошків з проявом процесу схоплювання та прискореної дифузії між частинками при знижених температурах, що дозволить отримати матеріали з більш нерівноважною структурою та підвищеними механічними властивостями.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами та темами. Дисертація відповідає основним науковим напрямкам роботи Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, а наведені в ній результати отримані в рамках планових держбюджетних та цільових тем:

«Дослідження хімічних, механо-хімічних та механічних методів створення

високодефектного стану в порошках неметалічних тугоплавких речовин, вивчення процесів ущільнення та структуроутворення при їх спіканні.» (1.6.2.3.97), 2000, № держреєстрації 0193U017360 (автор відповідальний виконавець); "Розробка наукових принципів підвищення механічних властивостей субмікронних твердих сплавів WC-(Co, Ni), отриманих у твердій фазі високоенергетичним гарячим пресуванням" (1.6.2.8 - 02), 2004 № держреєстрації 0102U005416 (автор керівник); «Технологічні процеси термічної та термомеханічної обробки порошкових керамічних та кераміко-металевих матеріалів з метою підвищення та забезпечення відтворюваності їх механічних та функціональних властивостей» (Ш-31-07 Ц), 2011, № державної реєстрації 0107U002707 (автор відповідальний виконавець); Розробка методів інтенсифікації ущільнення та консолідації кераміко-металевих та керамічних матеріалів з застосуванням імпульсного та неізотермічного гарячого пресування (Ш-31-07 Ц), 2016, № державної реєстрації 0112U002095 (автор відповідальний виконавець); «Вплив параметрів термомеханічної обробки на консолідацію, формування структури та властивостей порошкових кераміко-металевих та керамічних матеріалів на основі тугоплавких карбідів» (Ш-26-17 Ц), 2021, № державної реєстрації 0117U001052, (автор відповідальний виконавець).

Мета та завдання дослідження. Головна мета даної роботи полягає у встановленні температурно-часових, енерго-силових та деформаційних умов ущільнення порошків під дією ударного навантаження для отримання моно- та гетерофазних матеріалів, що володіють більш щільною та більш дрібнозернистою структурою і в результаті підвищеними механічними та функціональними властивостями. Вказані умови ущільнення порошків важливо встановити для випадків, по-перше, ущільнення однофазних металевих порошків з різною температурою плавлення, по-друге, ущільнення двокомпонентних порошкових сумішей з металів, що істотно відрізняються температурою плавлення, і, по-третє, ущільнення порошкових сумішей з металевою та керамічною фазами при різному об'ємному їх співвідношенні.

Для досягнення цієї мети необхідно вирішити такі завдання в галузі теорії та практики ущільнення порошків.

1. Проаналізувати відомі рівняння ущільнення порошків у жорсткій матриці і запропонувати найбільш адекватне рівняння, тобто рівняння, що описує процес ущільнення порошків найбільш точно для того, щоб встановити реальну або дуже близьку до неї ступінь деформації частинок, оскільки відомі рівняння дають неоднозначну величину деформації.

2. Запропонувати схему деформації порошку або порошкового брикету в жорсткій матриці для реалізації більш високого ступеня деформації зсуву частинок при їх ущільненні.

3. Провести експериментальні та теоретичні дослідження пружного удару на лабораторній установці для того, щоб встановити можливі втрати енергії на пружну

деформацію пристрою, які необхідні для розрахунку повної енергії удару при ущільненні порошку, а також з'ясувати час дії пружного удару в загальному часі дії навантаження на порошковий зразок.

4. Модернізувати створену раніше в ІІМ НАН України експериментальну установку для ударного ущільнення порошків у напрямку:

- зниження втрат на пружну деформацію та збільшення часу дії удару;
- вдосконалення вакуумної системи для збільшення швидкості відкачування газів при нагріванні порошків, а також спрощення завантаження та вивантаження зразків без розгерметизації вакуумної камери;
- вдосконалення нагрівальної системи для забезпечення рівномірного нагрівання зразків.

5. Дослідити процес ущільнення порошків та пористих брикетів з різною пластичністю та дифузійною рухливістю у широкому діапазоні температур нагріву з метою встановлення умов створення міцних границь між частинками для:

- однофазних металевих порошків, а також порошків жароміцних сплавів;
- двофазних порошкових сумішей - біметалічних і метало-керамічних.

6. Визначити загальні закономірності щодо впливу температури ущільнення у вакуумі під впливом удару на щільність, структуру, фізичні та механічні властивості однофазних та гетерофазних порошкових матеріалів та встановити умови формування найбільш якісних зразків.

7. Встановити найбільш перспективні напрямки створення конкурентоздатних матеріалів методом ударного ущільнення у вакуумі.

8. Виготовити дослідні деталі із композитних матеріалів для випробування в лабораторних або виробничих умовах.

Об'єкти дослідження. Процес ущільнення металевих і металопоподобних порошків і порошкових сумішей під дією ударного навантаження в широкому діапазоні температур, а також умови прояву схоплювання або утворення міцних границь між однойменними і різнойменними частинками порошків при дії температурного та механічного впливу у вакуумі.

Предмет дослідження. Закономірності щодо впливу температури, часу та тиску ударного ущільнення у вакуумі на щільність, структуру, фізичні та механічні властивості порошкових зразків. Механізм формування границь поміж однойменними та різнойменними металевими і неметалевими частинками внаслідок дії температури та тиску.

Методи дослідження. Хімічний та рентгенофазовий аналізи вихідних порошків та готових зразків після ударного ущільнення порошків, використання методу БЕТ для визначення питомої поверхні порошків, застосування скануючої електронної мікроскопії для дослідження мікроструктури та поверхні руйнування зразків залежно від температури ударного ущільнення, використання енергодисперсійної спектроскопії для аналізу домішкових включень, а також Оже-

електронної мікроскопії для визначення елементів на поверхні руйнування зразків, визначення механічних властивостей зразків на випробувальних машинах з комп'ютерною реєстрацією процесу навантаження та руйнування конкретних зразків, використання комп'ютерної програми «Математика-10» для проведення апроксимації різними рівняннями експериментальних даних по ущільненню порошків і порошкових сумішей у жорсткій матриці, а також для побудови статичних та динамічних графіків різних теоретичних та експериментальних залежностей.

Наукова новизна одержаних результатів.

1. Запропоновано нове рівняння ущільнення металевих порошків у жорсткій матриці, яке містить чотири постійні параметри і дозволяє описати процес ущільнення порошку від початкової до будь-якої кінцевої щільності, а також апроксимувати експериментальні дані щодо ущільнення різних порошків з коефіцієнтом детермінації $R^2 = 0.9900 - 0,9999$.

2. Вперше показано, що при ударному ущільненні металевих порошків у вакуумі ($\leq 0,0133$ Па) з рівнем загальної енергії ≥ 1000 Дж/см³, а також завдяки підвищеному на 15-30% ступеню деформації пористих брикетів та швидкості деформації 50–100 с⁻¹ можна знизити температуру формування міцного зв'язку поміж металевими частинками за тисячні частки секунди до рівня 0,5-0,55 $T_{пл}$.

3. Встановлено явище швидкої рекристалізації структури порошкових металевих зразків за час їх охолодження після ударного ущільнення при температурах вище 0,5-0,6 $T_{пл}$.

4. Встановлено факт прискореної дифузії елементів, зокрема атомів вольфраму в сталеву частинку при ударному ущільненні порошків нержавіючої сталі X17H2 зі ступенем деформації ~50 % та швидкістю деформації ~100 с⁻¹. Коефіцієнт дифузії при температурі 1100 °С збільшується приблизно на 4 порядки зі значення $3,96 \times 10^{-11}$ см²/с при ізотермічному відпалі до значення $2,91 \times 10^{-7}$ см²/с при ударному ущільненні.

5. Показано можливість і визначено умови отримання в твердій фазі високощільних і більш міцних біметалевих композитів з нерозчинних або слабо розчинних один в одному металів. Це досягнуто на композитах Ag-Ni, Cu-W, Cu-Cr за рахунок реалізації деформації пластичної фази при високоенергетичному ударному ущільненні.

6. Вперше показано, що ударне ущільнення у вакуумі метало-карбідних композитів Co-WC, Ni-WC, Cu-WC дозволяє сформувати за тисячні частки секунди міцні міжфазні границі у твердій фазі за певної температури. Для кобальтової та нікелевої матриць це температура 1150-1200 °С, для мідної матриці -1050 °С.

7. Встановлено, що в основі процесу низькотемпературного (твердофазного) схоплювання між частинками пластичного металу та практично непластичного карбіду вольфраму лежить не стільки ступінь та швидкість пластичної деформації

кобальту або нікелю, скільки висока хімічна активність компонентів при певній температурі, яка здатна утворити фактично миттєво міцний зв'язок між металом та карбідом вольфраму при їх стисканні. Про високу хімічну активність поміж кобальтом і карбідом вольфраму при температурі 1200 ± 50 °C свідчать такі встановлені явища як різке зниження питомого електроопору у зразках, суттєве прискорення (вчетверо) зростання карбідних частинок, швидке скорочення розміру пор та пористості, зменшення ступеня контакту карбідних частинок.

8. Встановлено граничне значення міцності на вигин твердих сплавів WC-Co з об'ємним вмістом кобальту від 25 до 55 %. Граничне значення міцності відповідає рівню 3200-3500 МПа, і воно обумовлено міцністю тонких прошарків металевої зв'язки, яка коригує з міцністю ниткоподібних кристалів даного металу.

Практична цінність одержаних результатів.

У разі відродження в Україні промисловості очікується ефективно використання різних матеріалів, які отримані ударним ущільненням при температурах, що суттєво знижені відносно температури звичайного спікання. Серед таких матеріалів можуть бути дрібнозернисті однофазні метали такі як мідь, залізо, титан, які завдяки дрібнозернистій структурі мають властивості, порівняні з властивостями легованих металів. Збільшення зносостійкості електричних контактів, електродів для точкового зварювання та електродів для електроерозійної обробки твердих матеріалів очікується при використанні біметалевих композитів типу Ag-Ni, Cu-Cr, Cu-W, які в результаті ударного ущільнення мають підвищені значення щільності, міцності та твердості. Радикальне підвищення експлуатаційної стійкості за рахунок високої щільності та дрібнозернистої структури з мінімальним ступенем контакту карбідної фази очікується при отриманні ударним ущільненням композитів на основі карбиду вольфраму з альтернативними кобальту зв'язками такими, як, наприклад, вуглецеве залізо та жароміцний інтерметалід Ni_3Al . Великий резерв у підвищенні експлуатаційної стійкості біметалевих і метало-керамічних композитів може бути розкритий у разі виготовлення ударним ущільненням градієнтних по структурі виробів або виробів, що складаються з різних по складу порошкових матеріалів.

Важливе значення для студентів і фахівців може мати запропоноване в роботі нове рівняння, що відображає залежність тиску ущільнення від відносної щільності порошкових брикетів і дозволяє описувати увесь процес ущільнення порошків в жорсткій матриці з високою точністю. Корисною є і нова методика визначення міцності та пластичності зразків при стисканні, що враховує дію максимальних сил тертя між опорними плитами та торцями зразків.

В якості конкретних виробів для випробування у виробничих умовах були отримані заготовки з твердого сплаву BK20, призначені для виготовлення матриць з висаджування сталевих болтів. Матриці запущені на початку 2022 р. в роботу на Дружківському заводі металевих виробів, але їх експлуатацію припинено через

агресію Російської федерації.

Персональний внесок здобувача. Є розробником оригінальної конструкції експериментальної установки для нагрівання та ущільнення порошків у відносно високому вакуумі під дією ударного навантаження, виконаної за схемою безшаботного молота. Є автором ідеї використання допоміжної пористої графітової втулки, що оточує пористий брикет і забезпечує при ущільненні брикету його більшу щільність за рахунок: 1- збереження температури при контакті з холодною матрицею. 2 – зниження сил тертя зі стінкою матриці; 3 – збільшення ступеню зсувної деформації брикету через додаткову радіальну деформацію. Здобувачем запропоновано нове рівняння, що описує з високою точністю залежність тиску від відносної щільності порошкового брикету при його ущільненні в жорсткій матриці та зміні щільності від початкового значення до практично щільного стану, що не може зробити жодне відоме на сьогоднішній день рівняння. Їм також виконано: (i) вибір режимів ударного ущільнення у вакуумі порошків та порошкових сумішей з метою встановлення термічного та механічного впливу на формування структури та фізико-механічних властивостей матеріалів, а також проведення експериментів з підготовки порошкових брикетів та їх ударного ущільнення у різних умовах разом із *М. О. Юрчуком та О. І. Толочиним*; (ii) підготовку спресованих зразків для різних механічних випробувань (вигин, стискання, розтяг), а також конструювання та виготовлення пристроїв для забезпечення випробування зразків на випробувальних машинах і проведення випробувань зразків разом із *Д. Г. Вербиллом, Я. І. Євичем та Є. А. Кондряковим*; (iii) розробку методики оцінки міцності та пластичності при випробуванні зразків на стиск з урахуванням дії сил тертя між зразком та опорними плитами; (iv) дослідження структури разом із *В. В. Ковиляєвим, І. Ю. Окунем та М. Є. Головковою*, а також проведення кількісного аналізу мікроструктури на плоскій полірованій поверхні різних зразків разом із *Л. Ф. Очкас* за допомогою методу пересічних ліній, що дозволило встановити разом із *С. С. Пономарьовим* зв'язок механічних властивостей композитів з такими важливими параметрами структури як середній розмір (хорда) частинок карбідної фази, середня товщина металевого прошарку, ступінь контакту (суміжність) карбідних частинок; (v) дослідження фазового складу зразків провів разом із *М. В. Карпецем, О. С. Фомічовим та О. М. Мисливченком*; (vi) аналіз хімічного складу на вміст кисню та вуглецю, а також питомої поверхні порошків провів разом із *В. В. Гарбузом, Л. Н. Кузьменко, Т. А. Сілінською та Т. Є. Бабутіною*. Крім цього, проведено аналіз закономірностей разом із *О. В. Хоменко, Л. О. Крячко та Р. В. Мінаковою* щодо впливу структури зразків, отриманих у твердій фазі низькотемпературним ударним ущільненням, на їх фізичні та механічні властивості, та визначено разом із *П. Я Радченком, О. І. Гетьман, В. В. Панічкіною та Ю. М. Подрезовим* оптимальні умови ущільнення для створення матеріалів з високими механічними властивостями. Обґрунтовано доцільність обробки тиском карбідовольфрамівих твердих сплавів у рідкій фазі, але

при зниженій температурі та скороченій ізотермічній витримці. Дослідження структури і механічних властивостей зразків із твердих сплавів WC-Co та заліза з крупно- та дрібнозернистого порошку було також проведено разом із польськими колегами Т. Brynk, В. Romelczyk, Z. Pakiela з Варшавського Технологічного Університету в рамках договору про науково-технічну співпрацю. Підготував в багатьох випадках разом із вказаними вище фахівцями статті для публікації у вітчизняних та зарубіжних журналах, що відображають основні результати роботи.

Апробація результатів дисертації. Основні положення та результати дисертаційної роботи доповідалися на таких наукових конференціях: Powder Metallurgy World Congress, PM94 (Paris, France, 1994); European Conference on Advances in Hard Materials Production, (Stockholm, Sweden, 1996); 14th International Plansee Seminar '97 (Tirol, Austria, 1997); Powder Metallurgy World Congress and Exhibition, (Granada, Spain, 1998); Conference on Advances in Hard Materials Production, EURO PM'99 (Turin, Italy, 1999); Міжнародна конференція «Матеріали та покриття в екстремальних умовах» (Кацивелі, Автономна Республіка Крим, Україна, 2000); European Congress and Exhibition on Powder Metallurgy, PM2001, (Nice, France, 2001); Міжнародна конференція “Science for Materials in Frontier of Centuries: Advantages and Challenges” (Kyiv, Ukraine, 2002); Powder Metallurgy World Congress & Exhibition, PM2004 (Vienna, Austria, 2004); 4-а Міжнародна конференція "Welding and Powder Metallurgy-2005", (Riga, Jurmala, Latvia, 2005); International Powder Metallurgy Congress and Exhibition, EURO PM2008.(Mannheim, Germany, 2008); 17th Plansee Seminar 2009 – International Conference on High Performance P/M Materials, (Reutte, Austria, 2009); Міжнародна конференція “Електричні контакти та електроди” (Кацивелі, АР Крим, Україна, 2009); Матеріали конференції ПМ2012 «Порошкова металургія: її сьогодні та завтра» (Київ, Україна, 2012); 12th International Conference on Fracture and Damage Mechanics - FDM2013, (Sardina, Italy, 2013); Міжнародна конференція «Електричні контакти та електроди» (Кацивелі, АР Крим, Україна, 2013); 27th International Conference on Electrical Contacts (Дрезден, Німеччина, 2014); European Materials Research Society (E-MRS) Fall Meeting and Exhibit, (Warsaw, Poland, 2014).

Публікації. Матеріали дисертації повною мірою викладено у 50 наукових працях, з них 30 статей у наукових спеціалізованих виданнях України та інших країн, що входять до міжнародних наукометричних баз даних (SCOPUS, EBSCO, Thomson Reuters, Google Scholar, Research Gate та ін.), 1 патент України та 18 публікацій за матеріалами доповідей на міжнародних конференціях.

Структура та обсяг роботи. Дисертаційна робота складається зі вступу, 6 розділів, загальних висновків, списку використаних літературних джерел із 369 найменувань та додатків. Повний обсяг дисертації складає 20,25 авторських аркуші (485 с), вона містить 296 рисунків, 39 таблиць та 1 додаток.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У вступі обґрунтовано актуальність теми, сформульовано мету та визначено завдання роботи, описано наукову новизну та практичну цінність отриманих результатів, розкрито персональний внесок автора, наведено інформацію про апробацію результатів дослідження, а також про наукові праці, опубліковані за темою дисертації із зазначенням особистого внеску автора, наведено дані про структуру та обсяг дисертаційної роботи.

Перший розділ присвячений літературному огляду методів ущільнення і спікання порошків, які призначені для вирішення проблеми створення однофазних та гетерофазних порошкових матеріалів з високою щільністю та нерівноважною структурою. Були розглянуті різні методи ущільнення порошків зокрема такі, як гаряче пресування, гаряче ізостатичне пресування, мікрохвильове спікання, іскроплазмове спікання, холодне спікання, високошвидкісне компактування, тепле високошвидкісне компактування, гаряче штампування.

Для обґрунтування можливості здійснення процесу ущільнення і спікання порошків та порошкових брикетів при знижених по відношенню до температури вільного спікання температурах увага була зосереджена на такому фізичному явищі як схоплювання, яке добре відоме з області тертя та холодного зварювання металів. Наголошується на наявності великої кількості гіпотез щодо механізму і природи схоплювання, але більш докладно розглянуто енергетичну гіпотезу професора А. П. Семенова. Крім того, увага була зосереджена на думці вчених Б. А. Ареф'єва, В. В. Кулешова та В. М. Пановка про те, що при обробці тиском порошкових систем мають місце два види активації контактних поверхонь для схоплювання: термічна та механічна. Причому термічна активація реалізується тоді, коли час деформації матеріалу більший або дорівнює тривалості стадії термічної активації, яка залежить від температури і може бути розрахована за рівнянням:

$$t_a = \nu^{-1} \exp\left(\frac{E_c/2 - \gamma\sigma}{kT}\right) \quad (1),$$

де ν – частота власних коливань атомів; E_c – енергія активації сублимації; σ – ефективне напруження; γ - коефіцієнт перенапруження; k - постійна Больцмана; T – абсолютна температура процесу.

Також були розглянуті питання встановлення та вивчення явища прискореної дифузії в металах за високої швидкості їх пластичної деформації. Явище прискореної дифузії при імпульсному чи ударному деформуванні металів було виявлено українськими вченими Л.М. Ларіковим, В.М. Фальченком, В.Ф. Мазанком, С.М. Гуревичем, Г.К. Харченком, А.І. Ігнатенком з Інститутів металофізики та електрозварювання НАН України. Ними було запропоновано і рівняння, що дозволяє описати зміну концентрації атомів, що проникають від поверхні вглиб матеріалу при прискореній дифузії:

$$C(X) = C_0 \exp(-\alpha X^n) \quad (2),$$

де C_0 - вихідна концентрація атомів на границі, X - відстань від границі вглиб

матеріалу, α - постійний коефіцієнт, n - показник степеня, що змінюється від 2 до 1 і менше. При цьому певне значення n характеризує той чи інший механізм дифузії у структурі матеріалу. І, зокрема, якщо $n \approx 1$ має місце явище прискореної дифузії атомів по міжвузельному механізму.

На підставі проведеного літературного огляду сформульовано мету та визначено завдання досліджень.

Другий розділ містить три частини, які прояснюють чи допомагають вирішити деякі принципи питання, зазначені у першому розділі. Спочатку було запропоноване нове рівняння для опису з високою точністю процесу ущільнення порошків у жорсткій матриці при зміні щільності порошку від початкової до максимально можливої. Це рівняння виведене з відомих та поширених рівнянь пластичності пористих матеріалів при їх деформації, записаних або у формі, представленої Н. Kuhn та С. L. Downey:

$$3I'_{2\sigma} + \alpha I_{1\sigma}^2 - \beta \sigma_s^2 = 0 \quad (4),$$

де $I'_{2\sigma}$ – другий інваріант девіатора напружень, що діють на пористе тіло, $I_{1\sigma}$ – перший інваріант тензора напружень, α і β – коефіцієнти, що залежать від відносної щільності, σ_s – границя текучості матеріалу порошку; та або у формі, представленої В. В. Скороходом, І. Ф. Мартиноюю та М. Б. Штерном:

$$\frac{p^2}{\psi} + \frac{\tau^2}{\varphi} - \rho k^2 = 0 \quad (5),$$

де p – гідростатичний тиск, τ – інтенсивність дотичних напружень, k – параметр пластичності, який пов'язаний з границею текучості матеріалу частинок співвідношенням $k = \sigma_s \sqrt{2/3}$, ψ і φ функції відносної щільності.

Оскільки рівняння (4) і (5) описують одну й ту ж поверхню текучості, то між коефіцієнтами α і β з одного боку та коефіцієнтами ψ і φ з іншого боку існує певне співвідношення:

$$\alpha = \varphi / 6\psi \quad \text{та} \quad \beta = \varphi \rho \quad (6).$$

При ущільненні порошку в жорсткій циліндричній матриці та введенні циліндричної системи координат з осями z (висота), r (радіус) та кутом φ (у площині перпендикулярної осі z), а також з урахуванням того, що радіальне та тангенціальне напруження рівні між собою, $\sigma_r = \sigma_\varphi$, і становлять певну частину осьового напруження σ_z , виражену через коефіцієнт бічного тиску ξ , тобто $\sigma_r = \sigma_\varphi = \xi \sigma_z$, то наведені вище рівняння (4) та (5) перетворюються відповідно на:

$$\sigma_z = \sigma_s \sqrt{\frac{2}{3} \sqrt{\left(\frac{1}{4\alpha} + 1\right) \beta}} \quad \text{та} \quad \sigma_z = k \sqrt{\left(\psi + \frac{2}{3} \varphi\right) \rho} \quad (7),$$

Якщо в формулах (7) один із коефіцієнтів виразити через коефіцієнт бічного тиску ξ , наприклад, коефіцієнти α або ψ :

$$\alpha = \frac{(1-\xi)}{2(1+2\xi)} \quad \text{або} \quad \psi = \frac{1}{3} \varphi \frac{1+2\xi}{1-\xi} \quad (8),$$

то виходять дуже прості рівняння, що пов'язують тиск ущільнення порошку з границею текучості матеріалу порошку та двома коефіцієнтами, що залежать від відносної щільності:

$$\sigma_z = \sigma_s \sqrt{\frac{2\beta}{3(1-\xi)}} \quad \text{або} \quad \sigma_z = k \sqrt{\frac{\rho\varphi}{(1-\xi)}} \quad (9).$$

Отримані рівняння (9) ідентичні, оскільки у формулах (6) показано, що $\beta = \rho\varphi$. Для отримання нового рівняння, що пов'язує тиск ущільнення з границею текучості та відотною щільністю, достатньо було виразити коефіцієнти β і ξ або φ і ξ через відносну щільність. За умови встановлення найпростіших залежностей від щільності для параметрів β і ξ у вигляді:

$$\beta = \rho^n \quad \text{і} \quad \xi = a\rho^m \quad (10),$$

була отримана залежність тиску ущільнення від величини границі текучості та відносної щільності порошку при його ущільненні:

$$\sigma_z = \sigma_s \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{\frac{\rho^n}{(1-a\rho^m)}} = k \frac{\rho^{0,5n}}{\sqrt{1-a\rho^m}} = k \frac{\rho^{n'}}{\sqrt{1-a\rho^m}} \quad (11).$$

де σ_s , n , a та m – невідомі у загальному випадку постійні параметри. Ці параметри визначаються шляхом проведення комп'ютерної апроксимації рівнянням (11) конкретних експериментальних даних щодо ущільнення порошку.

Наведені приклади апроксимації рівнянням (11) кількох порошків. Насамперед апроксимація була проведена для залізних порошків, які ущільнені до високого рівня щільності і наведені у книзі авторів R. Kieffer та W. Hoyer. Результати апроксимації дев'яти порошків представлені в табл. 1, а графіки ущільнення для трьох порошків з дев'яти показані на рис. 2.

Таблиця 1. – Значення постійних параметрів та коефіцієнта детермінації R^2 , які отримані в результаті апроксимації експериментальних даних щодо ущільнення порошків заліза рівнянням (11)

Пара- метри	Залізні порошки, одержані різними способами* .								
	FeKH1	FeKH2	FeKH3	FeKH4	FeKH5	FeKH6	FeKH7	FeKH8	FeKH9
ρ_0	0,285	0,266	0,256	0,389	0,344	0,439	0,403	0,427	0,397
σ_s	1750	420	340	2050	1150	1980	1980	400	2070
n'	5,8153	2,9477	2,5738	5,6165	4,1241	5,7178	4,3516	6,8424	5,8425
a	1,2155	1,079	1,0147	0,9329	1,3982	14,590	1,6282	1,0094	5,8425
m	31,913	2,1159	1,1785	8,5548	14,709	67,215	27,060	0,7361	50,278
ρ_∞	0,9939	0,9647	0,9877	1,0082**	0,9775	0,9609	0,9821	0,9874	0,9655
R^2	0,99824	0,98819	0,99604	0,99693	0,99837	0,99366	0,99757	0,99514	0,99908

* FeKH1 – відновлений з оксиду; FeKH2 – відновлений з окалини; FeKH3 - вібраційний розмел; FeKH4 - розпорошення на центрифuzі; FeKH5 – електролітичний; FeKH6 – карбонільний; FeKH7 – розпорошення на центрифuzі чавуну; FeKH8 - розпилення під тиском газу; FeKH9 - сталевий.

** При щільності, що дорівнює одиниці, настає кінцевий тиск 6459,8 МПа.

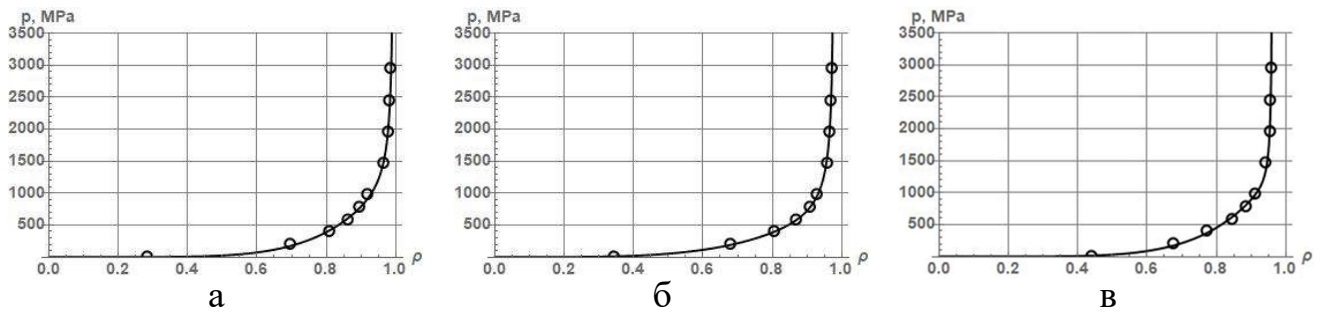


Рис. 2. – Апроксимаційні залежності ущільнення залізних порошків із книги R. Kieffer та W. Нотор рівнянням (11): а – FeKH1, б – FeKH5, в – FeKH6. Круглі точки – експеримент, суцільна лінія – апроксимація

Апроксимація рівнянням (11) була також проведена при ущільненні високопластичних порошків таких, як свинець, олово та відпалена мідь, узятих із зарубіжної статті. Результати апроксимації наведені в табл. 2 а графіки – на рис. 3.

Таблиця 2.– Значення постійних параметрів рівняння (11), які отримані внаслідок апроксимації експериментальних даних щодо ущільнення порошків олова, свинцю та відпаленої міді

Порошки	Параметри						
	ρ_0	σ_s МПа	n	a	m	ρ_∞	R^2
Олово	0,501	92	5,8121	1,0077	24,4385	0,9997	0,99795
Свинець	0,439	12	6,8254	1,0009	0,64525	0,9986	0,99877
Мідь	0,3	795	4,4814	1,5884	22,478	0,9796	0,99971

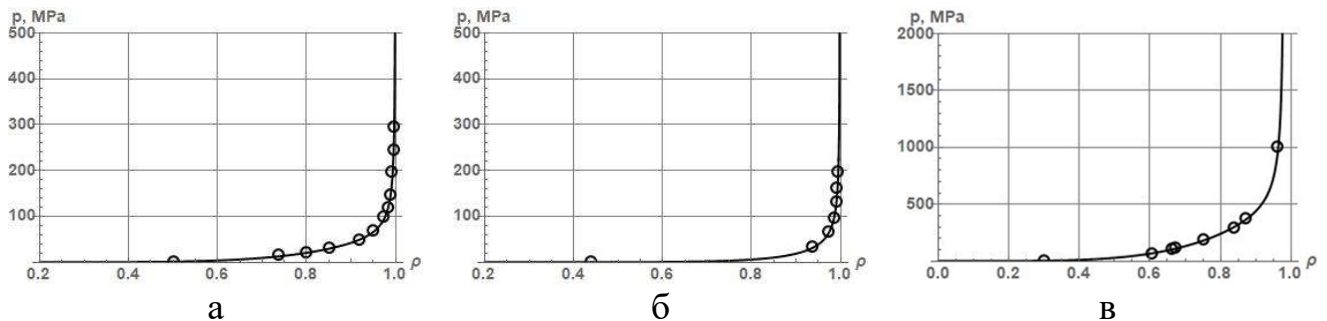


Рис. 3 – Апроксимаційні залежності за рівнянням (11) при ущільненні порошків олова (а), свинцю (б) та відпаленої міді (в)

Наведені приклади показали ефективність рівняння (11) у високоточному описі процесу ущільнення порошку від початку до кінця. При цьому дане рівняння дозволяє визначити границю текучості матеріалу частинок конкретного порошку за умови, що цей тиск залишається постійним протягом усього процесу ущільнення. Це рівняння дає можливість визначити ступінь пластичної деформації частинок при їх ущільненні по формулі:

$$\epsilon_p = \sqrt{\frac{2}{3}} \int_{\rho_0}^{\rho} \sqrt{\frac{\rho^{n-4}}{1-a\rho^m}} d\rho = \sqrt{\frac{2}{3}} \int_{\rho_0}^{\rho} \frac{\rho^{(n'-2)}}{\sqrt{1-a\rho^m}} d\rho \quad (12),$$

де n , a та m – постійні коефіцієнти, отримані в результаті апроксимації експериментальних даних щодо ущільнення конкретного порошку рівнянням (11).

Результати розрахунку шляхом чисельного інтегрування за рівнянням (11)

ступеню деформації частинок при ущільненні розглянутих вище порошків від початкової до кінцевої щільності наведені у таблицях 3 та 4.

Таблиця 3.– Границя текучості, ступінь пластичної деформації та питома робота пластичної деформації, які отримані в результаті апроксимації рівнянням (11) експериментальних даних щодо ущільнення залізних порошків різного походження

Параметри	Залізні порошки, які отримані різними способами								
	FeKH1	FeKH2	FeKH3	FeKH4	FeKH5	FeKH6	FeKH7	FeKH8	FeKH9
ρ_0	0,285	0,266	0,256	0,389	0,344	0,439	0,403	0,427	0,397
$\rho_{пр}$	0,993	0,964	0,987	1,0	0,977	0,960	0,982	0,987	0,965
σ_s , МПа	1750	420	340	2050	1150	1980	1980	400	2070
ϵ_p	0,1959	0,7232	0,9562	0,2412	0,2906	0,1482	0,2513	0,6227	0,1541
w_p , Дж/см ³	342,8	303,7	325,1	494,5	334,2	293,4	497,6	249,1	319,0

Таблиця 4. – Границя текучості, ступінь пластичної деформації та питома робота пластичної деформації, які отримані внаслідок апроксимації рівнянням (11) експериментальних даних, щодо ущільнення порошків олова, свинцю та міді

Матеріал	Параметри				
	ρ_0	$\rho_{пр}$	σ_s , МПа	ϵ_p	w_p , Дж/см ³
Олово	0,501	0,999	92	0,1971	18,1
Свинець	0,439	0,998	12	0,6994	8,4
Мідь	0,3	0,979	795	0,2504	199,1

Рівняння (11) було модифіковано в напрямку обліку початкової щільності порошку. Це досягається шляхом підстановки замість ρ виразу $\rho \equiv (\rho - \rho_0)/(1 - \rho_0)$, внаслідок чого рівняння (11) набуло вигляду:

$$\sigma_z = \bar{\sigma}_s \sqrt{\frac{2}{3}} \times \sqrt{\frac{(1-\rho_0)^{(\bar{m}-\bar{n})}(\rho-\rho_0)^{\bar{n}}}{(1-\rho_0)^{\bar{m}} - \bar{a}(\rho-\rho_0)^{\bar{m}}}} = \bar{\sigma}_s \sqrt{\frac{2}{3}} \frac{(1-\rho_0)^{(0,5\bar{m}-0,5\bar{n})}(\rho-\rho_0)^{0,5\bar{n}}}{\sqrt{(1-\rho_0)^{\bar{m}} - \bar{a}(\rho-\rho_0)^{\bar{m}}}} \quad (13),$$

де $\bar{\sigma}_s$ – границя текучості (постійна величина), \bar{n} , \bar{m} , \bar{a} – постійні параметри, що визначаються при апроксимації експериментальних даних щодо ущільнення порошків в жорсткій матриці з урахуванням початкової щільності.

Рівняння (13) дозволило описати процес ущільнення в ряді випадків з ще більш високою точністю, при якій коефіцієнт детермінації дорівнював $R^2 = 0.9999$. При цьому величину пластичної деформації можна розрахувати за формулою:

$$\epsilon_p = \sqrt{\frac{2}{3}} \int_{\rho_0}^{\rho} \sqrt{\frac{(1-\rho_0)^{(\bar{m}-\bar{n})}(\rho-\rho_0)^{\bar{n}}}{(1-\rho_0)^{\bar{m}} - \bar{a}(\rho-\rho_0)^{\bar{m}}}} \cdot \frac{d\rho}{\rho^2} \quad (14).$$

У другому параграфі другого розділу розглянуті особливості роботи обладнання для ущільнення порошків при статичному (на пресі) та динамічному (на молоті) способах застосування навантаження. Проаналізовано роботу молота та проведено оцінку витрат на пружну деформацію експериментальної установки, створеної в ІІМ НАН України. Показано можливість теоретичного опису пружної деформації установки ударного типу та оцінки величини пружної деформації та витрат енергії на пружну деформацію в залежності від максимального навантаження при ударному ущільненні порошку. Для прикладу на рис. 4 наведена

експериментальна осцилограма пружного удару на модернізованій експериментальній установці і теоретична осцилограма, отримана шляхом апроксимації оцифрованої експериментальної осцилограми. Рівняння теоретичної осцилограми для пружного удару має такий вигляд:

$$P = \tilde{m} \cdot V_0 \cdot \omega \cdot \text{Sin}(\omega t - g) \quad (15),$$

де – P –зусилля (кН), $\tilde{m}=367,5$ –наведена маса ударних частин установки (кг), V_0 –швидкість зіткнення баби і ковадла (м/с), $\omega = \sqrt{C/\tilde{m}}$ –кругова частота (1/мс), C – жорсткість установки (Н/м), t – час (мс), g – зсув фази відносно початку координат.

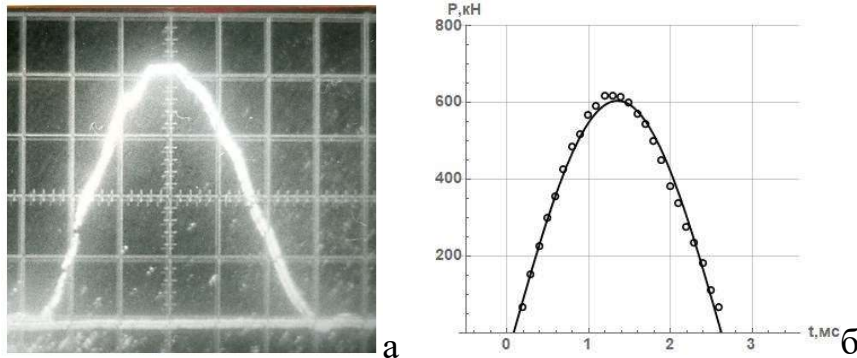


Рис. 4. – Експериментальна осцилограма пружного удару (а) та її апроксимація теоретичною кривою (б). На експериментальній осцилограмі – зусилля по осі ординат – 150 кН/поділ, час по осі абсцис – 0,5 мс/поділ

В результаті проведеної апроксимації точність теоретичної осцилограми була досить високою, $R^2 = 0.9889$, а значення параметрів виявилися такими: початкова швидкість зіткнення $V_0 = 1,33$ м/с; кругова частота $\omega = 1,2357$ мс⁻¹, зсув фази $g = 0,0998$. В підсумку

конкретний пружний удар відповідає рівнянню:

$$P = 604 \cdot \text{Sin}(1,2357t - 0,0998) \quad (16),$$

яке дозволило визначити жорсткість установки – 533,2 кН/мм ($C = \omega^2 \times \tilde{m}$), пружну деформацію –1,1 мм, та енергію пружної деформації – 325 Дж.

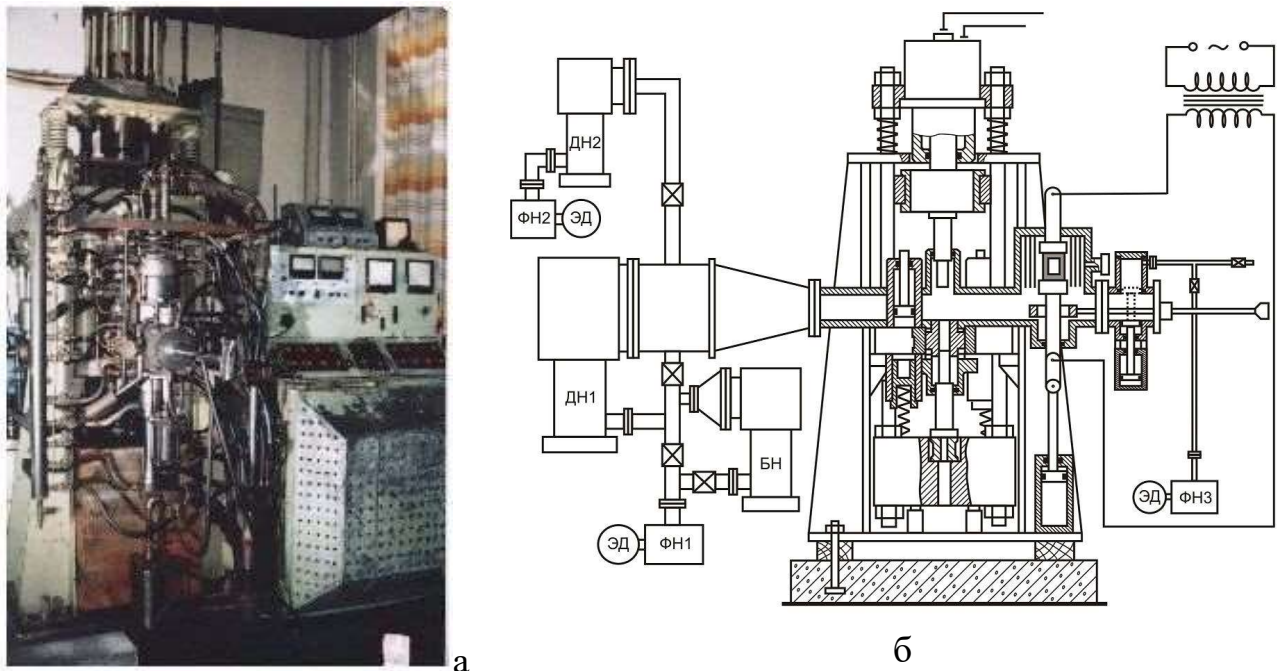


Рис. 5. – Зовнішній вигляд (а) та принципова схема (б) модернізованої експериментальної установки ударного ущільнення порошків у вакуумі

Було проведено модернізацію конструкції експериментальної установки для ударного ущільнення порошків у вакуумі, зовнішній вигляд якої та її принципова схема показані на рис. 5.

У третьому параграфі другого розділу проаналізовані рівняння для опису дифузії атомів від поверхні вглиб матеріалу, серед яких були два стандартні рівняння, що випливають з другого закону Фіка та мають вигляд:

$$C(x, t) = \frac{q}{2\sqrt{\pi Dt}} \exp\left(-\frac{x^2}{4Dt}\right) \quad (17).$$

$$C(x, t) = C_0 \cdot \left(1 - \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}\right) \quad (18),$$

а також вищенаведене рівняння (2), запропоноване для опису прискореної дифузії атомів. Якщо зворотну величину кореня квадратного з добутку коефіцієнта дифузії на час виразити одним параметром $b = 1 / \sqrt{(D \cdot t)}$, то рівняння (20), (21) та (2) отримують коротший, а також зручний для проведення апроксимації та побудови графіків вид:

$$C(x, t) = \frac{q \cdot b}{2\sqrt{\pi}} \exp(-0.25(bx)^2) \quad (19),$$

$$C(x, t) = C_0 \cdot [1 - \operatorname{erf}(0.5 \cdot b \cdot x)] \quad (20).$$

$$C(x, t) = C_0 \exp[-(0.5 \cdot b \cdot X)^n] \quad (21).$$

В останньому рівнянні було прийнято припущення, що параметр α може відповідати виразу:

$$\alpha = (0,5 \cdot b)^n = (0,5 / \sqrt{Dt})^n \quad (22)$$

Аналіз цих рівнянь полягав насамперед у отриманні і оцінці концентраційних профілів по проникненню атомів в інше тіло при зміні в широких межах або коефіцієнта дифузії, або часу дії температурної активації дифузії. Приклади різноманітних профілів концентрації при дифузії атомів у напівплощину, що відповідають трьом рівнянням, наведені на рис. 6.

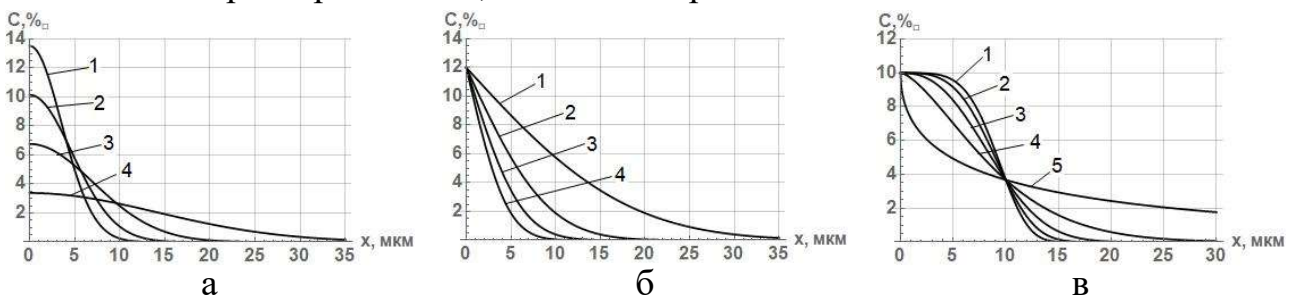


Рис. 6. – Зміна концентрації речовини за рівняннями (19) - (а), (20) - (б) та (21) – (в) при дифузії його атомів у напівпростір при різних значеннях параметра b (0,1; 0,2; 0,3 та 0,4) (а, б) та параметра n (4,5-1; 3,5-2; 2,5-3; 1,5-4; і 0,5-5) (в)

У третьому розділі представлено та обґрунтовано вибір порошків та порошкових сумішей для проведення досліджень з ударного ущільнення, а також описано схему та режими ударного ущільнення порошків у вакуумі. Крім того, описані методики визначення різних фізичних і механічних властивостей зразків, а також методика дослідження та визначення кількісних характеристик структури на

плоскій полірованій поверхні двофазних матеріалів і, зокрема, твердих сплавів WC-Co з використанням пересічних ліній, нанесених на фото полірованої поверхні зразка.

Для проведення досліджень по ударному ущільненню були обрані звичайні порошки металів такі, як Cu (ПМС-1), Fe (ПЖЗМ2, Diafe5000), Ti (ПТМ-1), W. Були також використані порошки нержавіючої сталі X17H2, нікель-хромового сплаву X20H80 та інтерметалідної сполуки Ni₃Al. Крім однофазних порошків були підготовлені порошкові суміші із двох металів – Ag-Ni, Cu-W, Cu-Cr, а також суміші порошків кобальту, нікелю, міді і інтерметаліду Ni₃Al з порошком WC.

Зазначені порошки пресували при кімнатній температурі в циліндричні брикети, які були двох типорозмірів - Ø25 і Ø15 мм. Прості та комбіновані брикети після нагрівання у вакуумній камері разом з графітовою втулкою піддавали ударному ущільненню в холодній матриці. Вигляд самих брикетів, брикетів з втулкою, і зразків, які отримані після ударного ущільнення, показаний на рис. 8.

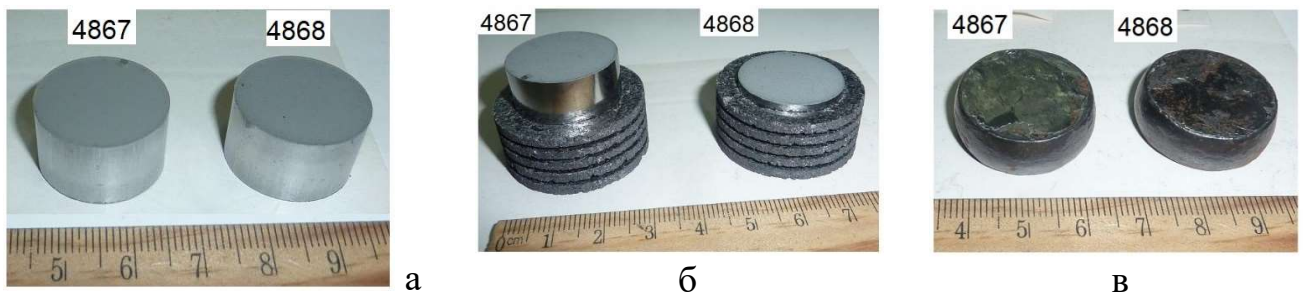


Рис. 8. Вигляд сирих брикетів (а), брикетів у графітій втулці (б) та зразків після ударного ущільнення при заданій температурі (в)

Отримані зразки розрізали на прямокутні бруски, на яких після шліфування вимірювали щільність, електроопір та інші фізичні і механічні властивості. Вигляд зразків після розрізання на бруски та вигляд шліфованих брусків показані на рис. 9.



Рис. 9. – Зовнішній вигляд зразків після розрізання на бруски (а) та вид цих брусків після шліфування (б)

Четвертий розділ складається з п'яти підрозділів, в яких представлені результати експериментальних досліджень з ударного ущільнення різних порошкових груп.

У **першому підрозділі** четвертого розділу представлені результати досліджень по ущільненню порошків міді, заліза, титану та вольфраму. При ущільненні пористих брикетів із **мідного** порошку ПМС-1 у діапазоні температур

від кімнатної до 1050 °С визначено щільність, міцність та пластичність зразків, які показані на рис. 10.

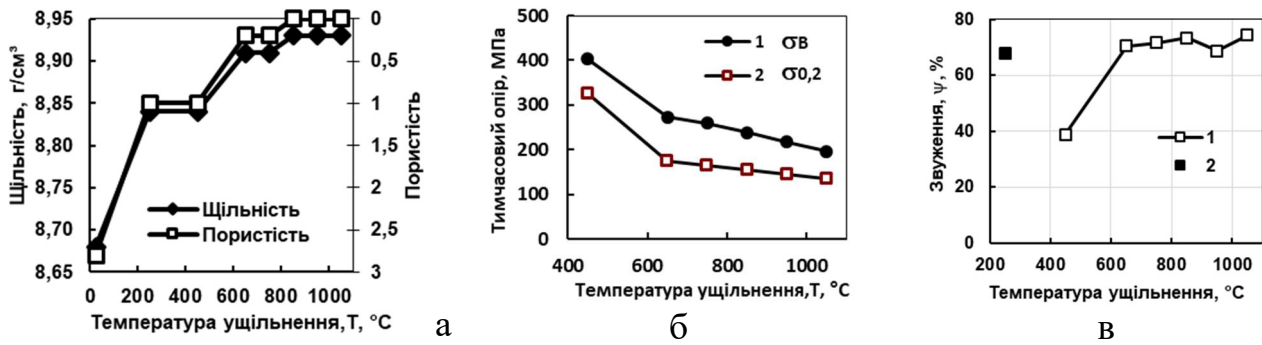


Рис. 10. – Щільність (а), тимчасовий опір (б) та пластичність (в) порошкових зразків міді в залежності від температури ударного ущільнення

Максимальна міцність при досить великій пластичності виходить на зразках, які ущільнені при температурі 450 °С. Але підвищення температури ударного ущільнення призводить до зниження міцності та підвищення пластичності. Це зумовлено укрупненням структури за рахунок проходження рекристалізації за короткий 20-30 с час охолодження зразка, що було підтверджено дослідженням полірованої поверхні зразка.

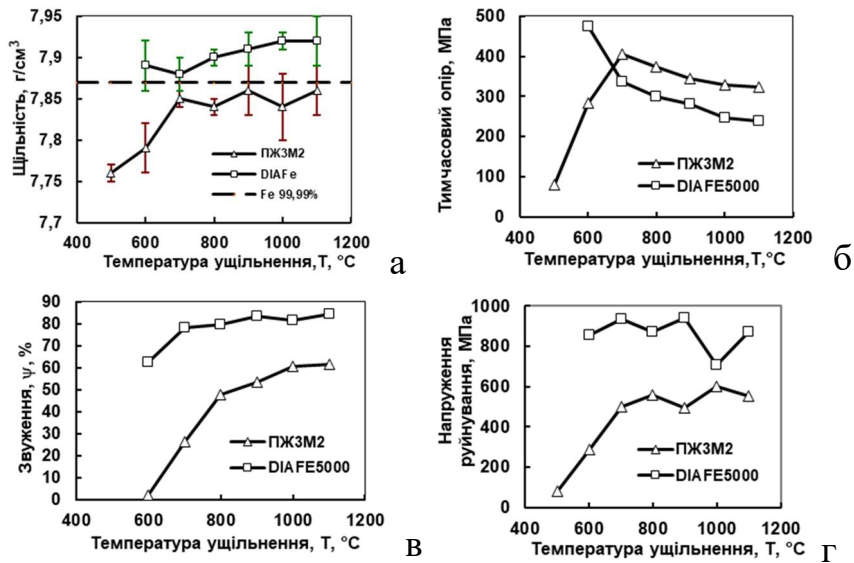


Рис. 11. – Щільність (а), тимчасовий опір (б), звуження (в) та міцність при руйнуванні зразків з порошків ПЖЗМ2 і DIAFE5000 в залежності від температури ударного ущільнення

ущільнення показані на рис. 11. Високий рівень щільності і міцності зразків на розтяг досягається при температурі ущільнення 600 °С для дрібного і чистішого за домішками порошку Diafe5000 і 700 °С для крупного і менш чистого порошку ПЖЗМ2. У той же час наявність домішок (фосфору, сірки, кремнію і марганцю) у порошку ПЖЗМ2 призводить до більш високого тимчасового опору зразків, але до нижчої їх пластичності в порівнянні зі зразками з порошку Diafe5000. Було встановлено, що при ущільненні залізних порошків спостерігається суттєве

При ущільненні порошку заліза були використані порошки двох сортів: крупнозернистий ПЖЗМ2 (БЗПМ, Україна) та дрібнозернистий Diafe5000 (Dr. Fritsch, Німеччина). Температура ударного ущільнення цих порошків змінювалася від 600 до 1100 °С (через 100 °С). Щільність, тимчасовий опір, пластичність і дійсна міцність на розтяг зразків в залежності від температури ударного

зростання зерен зі збільшенням температури ударного ущільнення. Структура на плоскій поверхні та поверхні руйнування зразків, які отримані за різних температур, показана на рис. 12

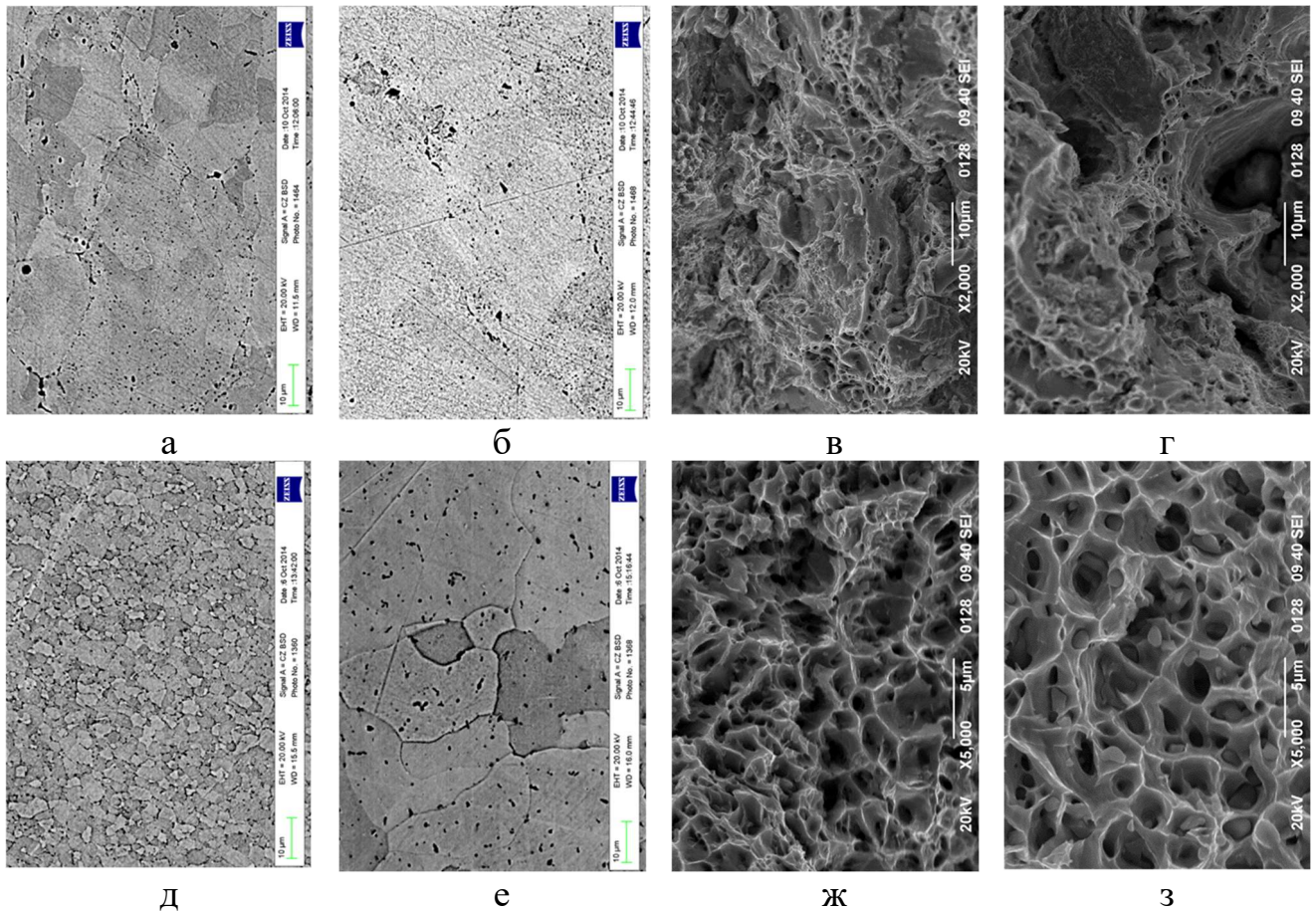


Рис. 12 – Структура на плоскій поверхні та поверхні руйнування залізних зразків з порошків ПЖЗМ2 (зверху) та Diafe5000 (знизу), отриманих ударним ущільненням при температурах 700 °С (а, д, в, ж) та 900 °С (б, е, г, з)

Далі були досліджені зразки, які отримані ударним ущільненням при різних температурах дрібнозернистого порошку **титану** марки ПТМ-1. Але перед цим було проведено дослідження вільного спікання у вакуумі цього порошку, яке показало, що досить висока щільність зразків, приблизно 96%, може бути досягнута при

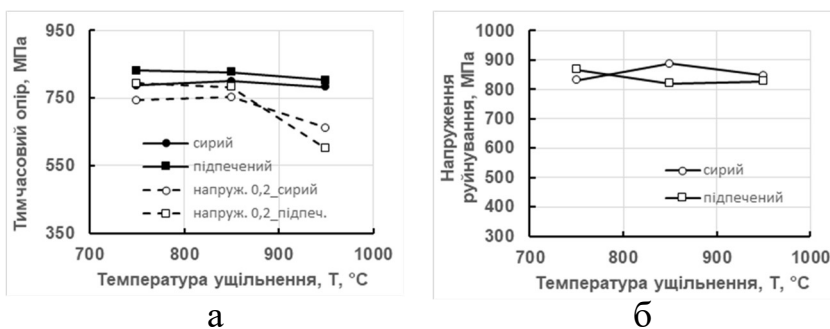


Рис.14. –Тимчасовий опір і границя текучості (а), а також напруження руйнування (б) зразків із дрібнозернистого порошку титану ПТМ-1 в залежності від температури ударного ущільнення сирих та підпечених брикетів

температурі спікання 1280 °С протягом 80 хв. При цьому вихідна щільність спресованого при кімнатній температурі брикету повинна бути приблизно 80%. Ударне ущільнення як сирих, так і підпечених брикетів проводили при трьох температурах - 750, 850 і 950 °С. Тимчасовий

опір та реальна міцність на розтяг зразків, які наведені на рис.14, показали, що висока міцність зразків, на рівні 850 МПа, досягається при температурі ударного ущільнення 750 °С і практично не змінюється при збільшенні температури ущільнення як сирих, так і підпечених брикетів. Зауважимо, що отриманий рівень тимчасового опору зразків із дрібнозернистого порошку титану вдвічі перевищує тимчасовий опір зразків із крупнозернистого порошку титану, який було нами досліджено раніше.

Ударне ущільнення сирих брикетів з порошку **вольфраму** проводили у широкому діапазоні температур від 850 до 1650 °С. Отримані зразки розрізали на дві половинки, одну з яких відпалили при температурі 1600 °С протягом 1 години. Були виміряні щільність, питомий електроопір, міцність на вигин, тріщиностійкість, міцність при стисканні та твердість різних зразків, і деякі з цих властивостей показані на рис. 15. Встановлено, що при температурі ущільнення 1600 і 1650 °С зразки стають практично щільними з відносною щільністю 99,7-99,8 %, що дозволяє їм мати міцність на вигин 1100 МПа (таке значення є і у пруткового вольфраму) та тріщиностійкість 9 МПа·м^{0,5}. Поверхню руйнування зразків показано на рис. 16.

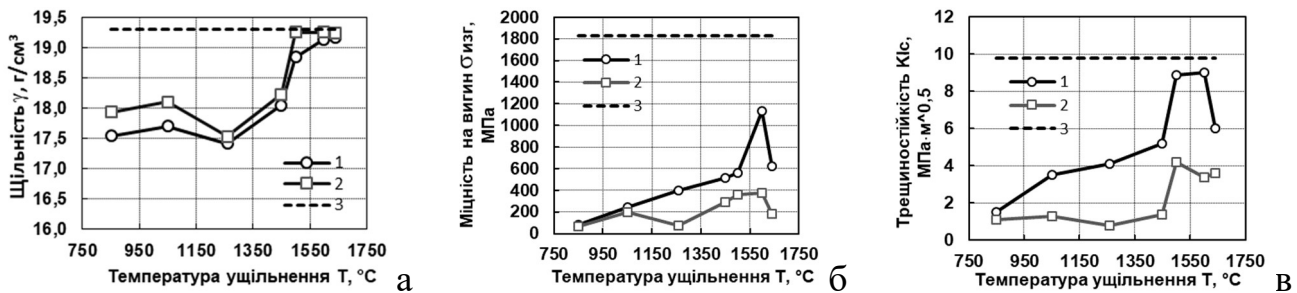


Рис. 15. – Зміна щільності (а), міцності на вигин (б) та тріщиностійкості (в) зразків із порошку вольфраму від температури ударного ущільнення (1), після відпалу цих же зразків (2) та для зразків із промислового прутка вольфраму (3)

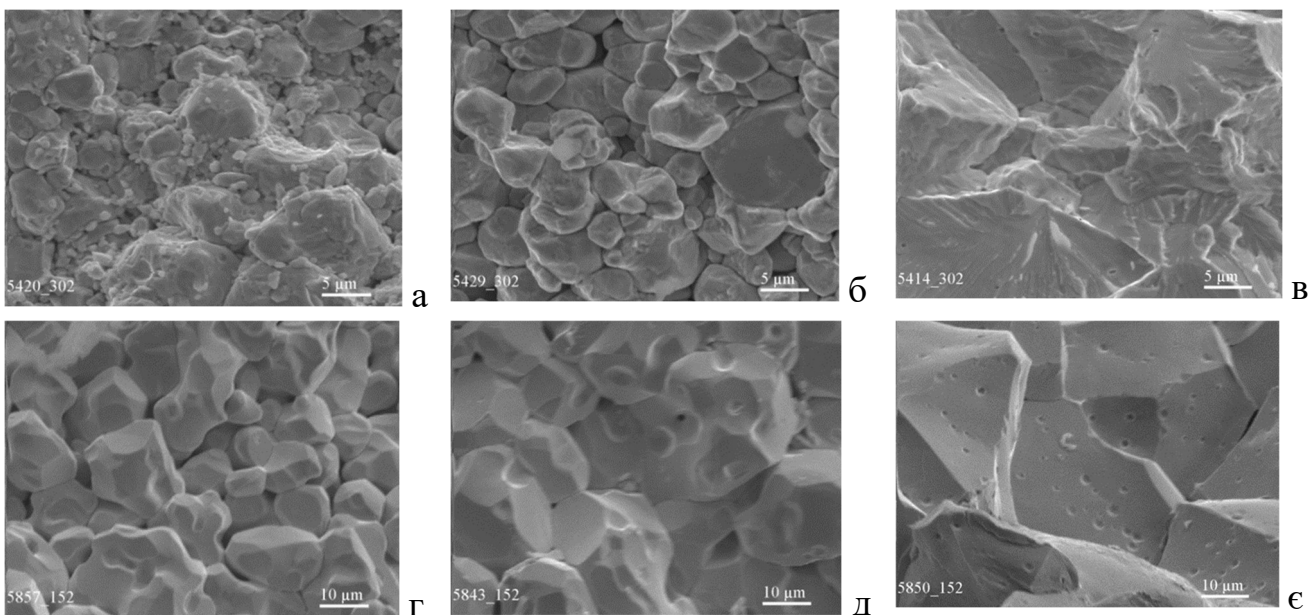


Рис. 16. Поверхня руйнування порошкових зразків з вольфраму після ущільнення при температурах 1050 (а), 1450 (б), 1600°С (в), а також після відпалу - (г, д, е)

Випробування зразків на стиск та твердість показали, що ударне ущільнення брикетів при температурі 1650 °С забезпечує такий же рівень міцності та твердості як у зразків із компактного вольфраму.

У другому підрозділі четвертого розділу представлені результати досліджень ударного ущільнення порошків, які виявляють низьку здатність до ущільнення при вільному спіканні. В даному випадку спочатку було досліджено порошкову нержавіючу сталь X17H2. Порошок цієї сталі був крупнозернистим, 150-250 мкм, сферичним і міцним, оскільки з нього не можна було отримати сирий брикет навіть при тиску 800 МПа. Спроба тривалого розмелювання порошку кулями з твердого сплаву WC-6Co призвела не до зменшення розміру частинок, а до впровадження карбїду вольфраму в поверхню сферичних частинок X17H2. Ударне ущільнення

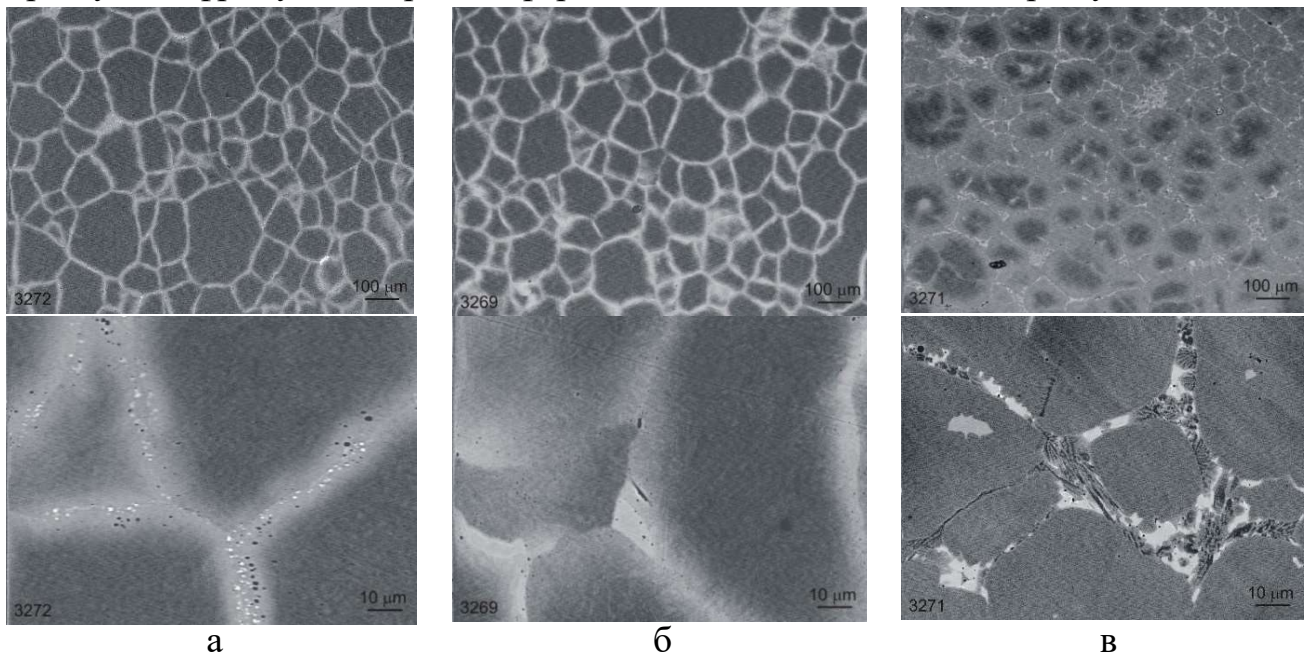


Рис. 17. – Полірована поверхня при різних збільшеннях зразків нержавіючої сталі X17H2 після ударного ущільнення при температурах 1050 (а), 1200 (б) і 1250 °С (в)

Таблиця 5. – Механічні властивості зразків порошкової сталі X17H2, отриманих ударним ущільненням за різних температур

Температура ударного ущільнення, °С	Номер зразка	Границя міцності на вигин, $\sigma_{и}$, МПа	Границя текучості при стисканні, $\sigma_{0,2}$, МПа	Границя міцності на розтяг $\sigma_{в}$, МПа	Міцність при ударному вигину, σ , МПа	Відношення значень міцності при ударному та статичному вигину.	Робота пластичного руйнування при ударному вигину, Дж/см ³	Ударна в'язкість, Дж/см ²	Твердість за Віккерсом, HV10 МПа
1050	3272	3032	1873	946	3660	1,19	0	11,5	4839
1100	3267	3076	1547	1619	3859	1,25	11,6	33,0	4520
	3273	3254	1736	1545	4235	1,28	54,2	124,5	3842
1150	3268	3019	1474	1514	4525	1,44	89,6	193,2	4328
1200	3269	3320	1113	1109	4302	1,26	34,4	83,8	4224
1250	3266	2203	1444	1393	3792	1,66	22,6	47,1	4382
	3271	1114	925	—	—	—	—	—	4075

проводили при температурах 1050, 1100, 1150, 1200 та 1250 °С з ізотермічною витримкою перед ударом 20 хв. Ущільнення виконували не тільки порошку, який тривалий час розмелювався, а й вихідного порошку, який не піддавали розмелюванню, а також порошку, що представляв суміш вихідних (немелених) частинок з частинками, які піддавалися розмелюванню. Це визначило при нагріванні та ущільненні брикетів специфічну структуру зразків, рис.17, та відповідні фізичні і механічні властивості, табл. 5. Отримані результати випробування порошкової сталі X17H2 показали, що рівень механічних властивостей не поступається, а в деяких випадках перевищує рівень властивостей сталі X17H2, отриманої традиційним методом.

Наступним матеріалом для вивчення ударного ущільнення був порошок жаростійкого нікель-хромового сплаву X20H80 (ніхром), звичайне спікання якого вимагає застосування температур, близьких до температури плавлення сплаву. Ударне ущільнення сирих брикетів в діапазоні температур від 1100 до 1320 °С показало, що висока щільність і питомий електроопір на рівні електроопору компактного матеріалу досягаються вже при температурі 1100 °С і при подальшому підвищенні температури ущільнення практично не змінюються, але механічні властивості зразків при цьому змінюються, рис. 18.

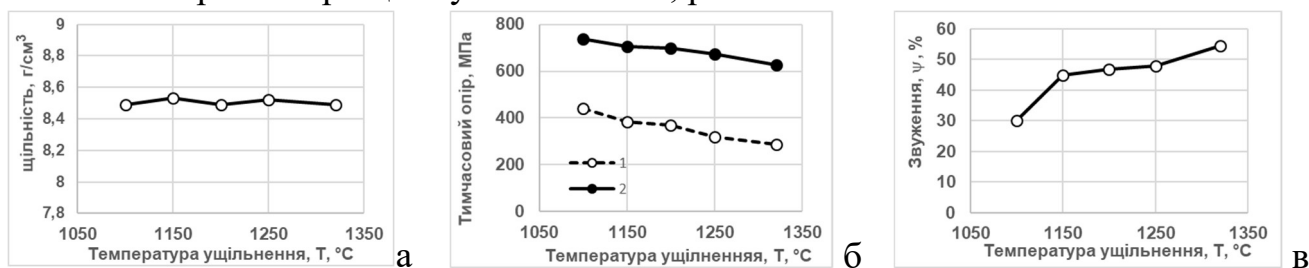


Рис. 18. – Щільність (а), тимчасовий опір та границя текучості (б), а також звуження (в) порошкових зразків X20H80 в залежності від температури ударного ущільнення

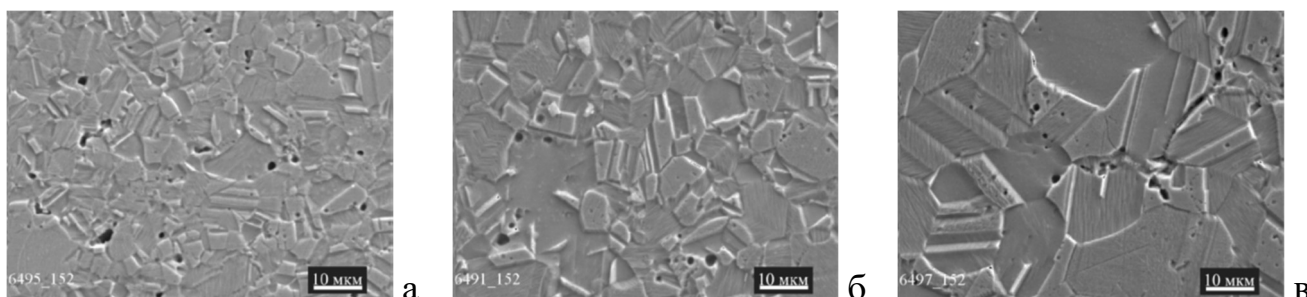


Рис. 19. - Мікроструктура зразків X20H80, одержаних ударним ущільненням при температурах 1100(а), 1200(б), та 1250 °С(в)

Підвищення температури ударного ущільнення сирих брикетів призводить до невеликого зменшення тимчасового опору зразків, але істотного збільшення пластичності. Це зумовлено укрупненням структури зразків зі збільшенням температури ущільнення, що видно на рис. 19. Наведені дані щодо міцності та пластичності зразків при їх розтягуванні свідчать про те, що зразки зі звичайного

порошку ніхрому після ударного ущільнення при відносно низьких температурах мають такі ж механічні характеристики, як і зразки, отримані традиційним методом.

Дослідження процесу ударного ущільнення порошку малопластичного інтерметаліду Ni_3Al було проведено в діапазоні температур від 1100 до 1320 °С. Вплив температури ударного ущільнення на щільність, міцність та пластичність при розтягуванні зразків показано на рис. 20, а поверхня руйнування зразків в залежності від температури ущільнення представлена на рис. 21. Максимальна міцність при



Рис. 20. – Зміна щільності (а), межі міцності (б) та пластичності (в) на розтяг порошкових зразків Ni_3Al залежно від температури ударного ущільнення

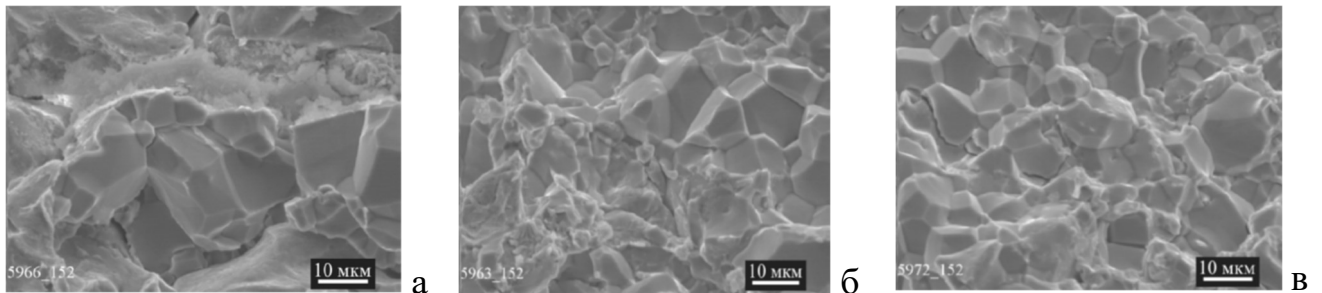


Рис. 21. – Поверхня руйнування зразків Ni_3Al , які отримані ударним ущільненням за температур: 1100(а), 1200(б), 1250 °С (в)

розтягуванні отримана на зразках, які ущільнені при температурі 1250 °С, і вона знаходиться на рівні 400 МПа, що відповідає міцності зразків, отриманих спрямованою кристалізацією в роботі чеських дослідників у 2010 р. При цьому отримання якісних зразків досягається на порошку з підвищеним вмістом домішок (виявлених спектральним аналізом), а також у твердій фазі. Це свідчить про ефективність отримання цього матеріалу шляхом ударного ущільнення.

У **третьому підрозділі** четвертого розділу представлені результати дослідження ударного ущільнення суміші порошків, що складаються з двох металів, які істотно відрізняються температурою плавлення. Першим із таких композитів був матеріал на основі **срібла та нікелю** із вмістом останнього 30 мас. %. З метою економії срібла при проведенні досліджень була розроблена схема пресування комбінованих зразків, що дозволяє значно зменшити витрату срібла на один зразок і водночас оцінити найважливіші механічні властивості срібного композиту – міцність на вигин та розтяг. Ударне ущільнення сирих брикетів проводили при температурах 460, 550, 650, 730, 810 та 890 °С. Результати визначення питомого електроопору зразків та їх міцності на вигин та розтяг показані на рис. 22. З цих результатів випливає, що питомий електроопір зразків, які отримані при

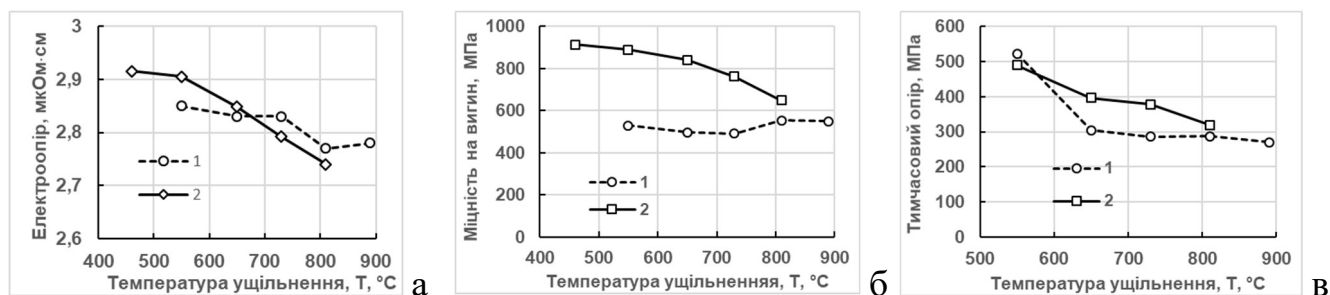


Рис. 22. – Вплив температури ударного ущільнення на електроопір (а), міцність на вигин (б) та тимчасовий опір (в) зразків зі звичайного (1) та ультрадисперсного (2) композиту Ag-30Ni

найнижчій температурі ущільнення, не перевищує електроопір стандартних зразків, а міцність на вигин вище міцності звичайних зразків. Зокрема, на композиті з крупнозернистою структурою спостерігається триразове підвищення міцності на вигин (зі 180 до 570 МПа), а на композиті з дрібнозернистою структурою в 1,5 рази (з 560 до 890 МПа). Дані щодо пластичності традиційних зразків, а також їх міцності на розтяг у літературі відсутні і тому ці характеристики важко порівняти з відповідними характеристиками, які отримані в цьому дослідженні.

Другим біметалевим за складом компонентів композитом був композиційний матеріал на основі **міді та вольфраму**. Спочатку було досліджено процес ударного ущільнення мідно-вольфрамових композитів з невеликим вмістом вольфрамових

Таблиця 6. – Властивості експериментальних зразків композиту Cu-50W, отриманого із суміші оксиду міді з вольфрамом шляхом додавання до останньої певної кількості сахарози та подальшого ударного ущільнення

№№ зразків	Кількість сахарози в % від маси порошкової суміші	Температура попереднього нагріву в °С, час у хв і середовище нагріву	Температура ударного ущільнення у вакуумі, °С	Щільність, г/см ³	Питомий електроопір, мкОм·см	Міцність на вигин, МПа	Твердість по Віккерсу, НВ10, МПа
4283/1	2,2	900, 60, вакуум	900	12,46	7,97	508	3342
4284/1	2,2	850, 60, аргон	900	12,68	7,16	707	3434
4291	2,2	850, 60, вакуум-аргон-вакуум	900	13,57	6,85	1362	3810
4289/11	5,2	850, 60, вакуум	900	12,1	9,77	411	3225
4289/21	5,2	850, 60, вакуум-аргон-вакуум	900	13,15	5,65	915	3380
43021/1	5,2	850, 60, вакуум-аргон-вакуум	950	13,52	5,39	1073	2847
43022/1	5,2	850, 60, вакуум-аргон-вакуум	1000	13,69	5,58	1171	3177
4285/1	8,2	900, 60, вакуум	900	13,89	6,61	1170	3176
4286/1	8,2	850, 60, аргон	900	13,47	8,16	1337	3895
4290/1	11,2	850, 60, вакуум	900	13,57	5,56	1034	2946
4288/1	Водень і сахароза, 2,8 мас. %	Комбіноване відновлення, 900, 60, вакуум	900	14,18	6,42	1579	3683
43002/1			950	13,95	6,13	1427	3293
43001/1			1000	13,94	5,99	1363	3327

частинок (2, 5 та 10 об. %), а потім композит із вмістом вольфраму 50 об. %. В останньому випадку композит був дрібнозернистим і для забезпечення рівномірного розподілу мідних та вольфрамових частинок у композиті вихідна порошкова суміш являла собою механічну суміш дрібнозернистих порошоків вольфраму (після інтенсивного розмелювання) та дисперсних частинок оксиду міді Cu_2O . Така суміш або спресовані сирі брикети піддавалися термообробці як у водні, так і у вакуумі з попередньо доданою до неї сахарозою для відновлення міді з оксиду і потім ударного ущільнення при температурах від 850 до 1050 °С. Властивості одержаних зразків представлені в табл. 6. З цих даних випливає, що за певних умов нагрівання брикетів та їх ударного ущільнення можна отримати зразки з міцністю на вигин 1360-1580 МПа та твердістю 3300-3800 МПа. Було досліджено мікроструктуру різних зразків, яка представлена на рис. 23. Характерною рисою представлених структур є рівномірний розподіл міді між пластинчастими частинками вольфраму.

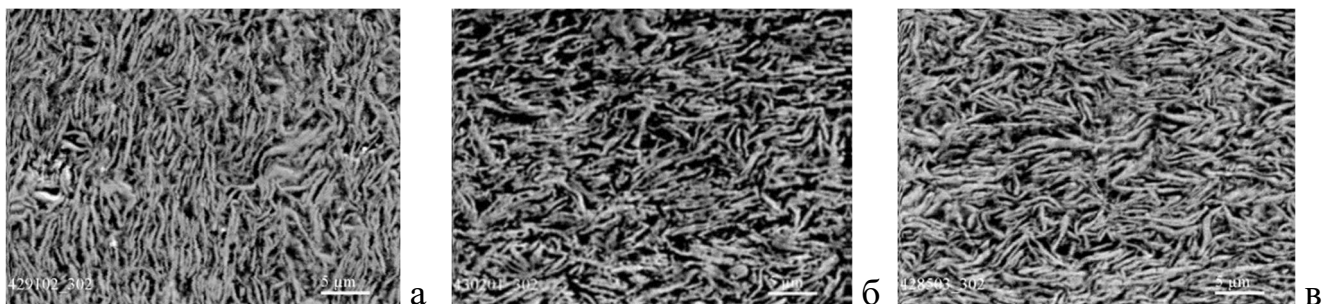


Рис. 23. – Мікроструктура зразків Cu-50W, які отримані ударним ущільненням при температурах 900 (а, в) та 950 °С (б) брикетів із суміші W-32,4 мас. % Cu_2O з сахарозою в кількості 2,2(а), 5,2(б) та 8,2 мас. % (в)

Було досліджено також композит, що містить **мідь і хром**, з об'ємним вмістом хрому 35, 50 та 65%. Брикети з цих порошкових сумішей піддавали ударному ущільненню при температурах 750, 850, 950 і 1050 °С, але для композита Cu-50Cr була застосована ще температура ущільнення 650 °С. При цьому ізотермічна витримка перед ударним ущільненням складала 20 хв. Ударне ущільнення брикетів при температурі 850 °С проводилося також з ізотермічною витримкою 40 і 80 хв.

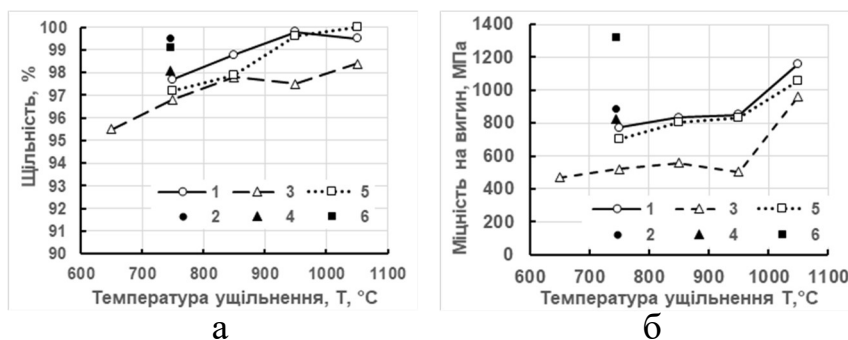


Рис. 24. – Залежність щільності (а) та міцності на вигин (б) від температури ущільнення композитів Cu-35 (1), 50 (3) та 65 об. %Cr (5) і після ущільнення їх з підвищеною радіальною деформацією (2, 4, 6)

Крім того, було проведено дворазове ударне ущільнення брикетів при температурі 750 °С. Результати вимірювання щільності і міцності на вигин зразків різних композитів в залежності від температури ударного ущільнення показані на рис. 24.

Максимальна міцність на вигин досягається при температурі ударного ущільнення 1050 °С, і вона дорівнює 1160, 965 та 1060 МПа відповідно для композитів з 35, 50 і 65 об. % Cr. Але дуже високий рівень міцності на вигин, 1320 МПа, можна отримати на композиті з високим вмістом хрому при ударному ущільненні його зі збільшеною радіальною деформацією, рис. 24б.

У **четвертому підрозділі** четвертого розділу представлені результати дослідження ударного ущільнення двофазних композитів, що складаються з металевої (кобальт) та керамічної (карбід вольфраму) фаз, в яких об'ємний вміст карбідної фази змінювався в широких межах від 45 до 75%. Інтерес до з'ясування доцільності використання методу ударного ущільнення для отримання традиційних твердих сплавів WC-Co викликаний, з одного боку, прагненням зберегти більш нерівноважну структуру, а, з іншого боку, бажанням перевірити та уточнити думку, висловлену у 70-х роках минулого століття професором Ю Г. Дорофєєвим, про безперспективність динамічного ущільнення даних сплавів через відсутність можливості сформувати в твердій фазі за тисячні частки секунди міцний зв'язок між кобальтом і частинками карбиду вольфраму.

Дослідження було розпочато на композиті **ВК16** з невисоким вмістом пластичної фази (25 об. %), а ударне ущільнення проводили в діапазоні температур 950-1400 °С. Показано, що при ударному ущільненні зберігається більш дрібнозерниста структура і дрібніші за розміром пори, а також забезпечується більш низький ступінь контакту карбідних частинок (суміжність). Деякі відмінності у структурі зразків із твердого сплаву ВК16, які ущільнені за різних температур та різними методами за однієї температури, можна візуально оцінити на рис. 25.

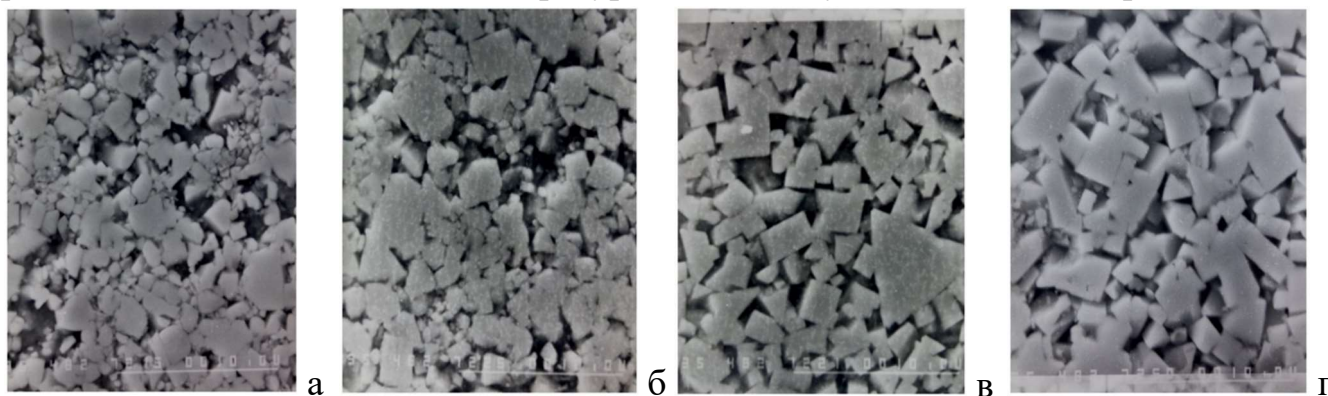


Рис 25. – Мікроструктура зразків твердого сплаву ВК16, одержаних ударним ущільненням (а, б, в) та вільним спіканням (г) при температурах 1150(а), 1250(б), та 1350 °С (в, г)

Вплив температури ударного ущільнення на щільність зразків, їх питомий електроопір та міцність на вигин представлено на рис. 26. Дослідження показали, що міцні міжфазні границі в композиті WC-Co утворюються при температурі 1200±50 °С не тільки при тривалому контактуванні частинок кобальту і карбиду вольфраму, але і при миттєвому їх стисканні в результаті ударного ущільнення. Про високу якість міжфазних границь, утворених в твердій фазі за тисячні частки

секунди при ударному ущільненні, свідчить відносно висока міцність зразків на вигин, яка знаходиться на рівні 2000 МПа та за наявності пористості на рівні 5%. Але максимальна міцність на вигин 3200 МПа досягається на зразках, отриманих ударним ущільненням при температурі 1300 °С, коли з'являється рідка фаза.

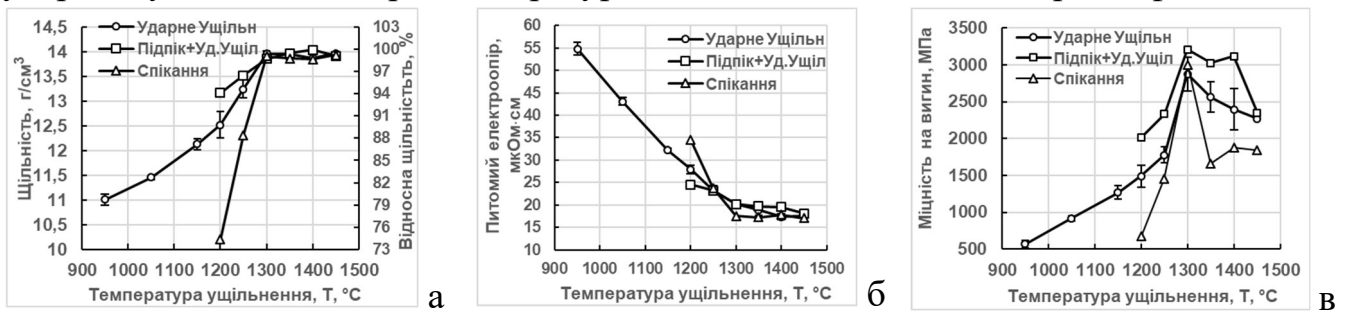


Рис. 26. – Зміна щільності (а), питомого електроопору (б) та міцності на вигин (в) зразків із порошкової суміші WC-16 мас. %Co залежно від температури ущільнення та за різними технологічними схемами

Більш детальні дослідження ударного ущільнення зразків у твердій та рідкій фазах були проведені на сплаві або композиті **ВК20** з об'ємним вмістом кобальту 30 % (20 мас. %). Для дослідження ударного ущільнення такого композиту були вибрані три

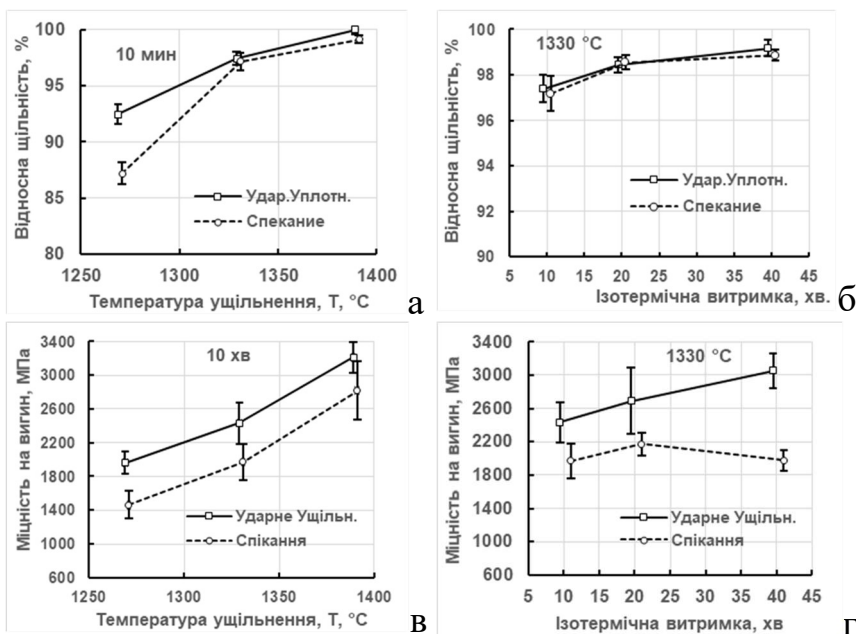


Рис. 27. – Відносна щільність (а, б) та міцність на вигин (в, г) зразків сплаву ВК20 в залежності від температури ущільнення (а, в) та від тривалості ізотермічної витримки (б, г)

температури: одна у твердій фазі, а саме 1270 °С, і дві температури в рідкій фазі – 1330 і 1390 °С. Вільне спікання даного твердого сплаву проводили за таких же температур. При цьому час ізотермічної витримки перед ударним ущільненням і при спіканні за різних температур був коротким - 10 хв, але при температурі ущільнення 1330 °С тривалість ізотермічної витримки збільшували до 20 і 40 хв.

Для забезпечення підвищеної надійності результатів дослідження за кожної температури ущільнення отримували по 4-5 зразків. Вплив методу та температури ущільнення, а також тривалості ізотермічної витримки перед ударом та при вільному спіканні на щільність, міцність на вигин та ударну в'язкість зразків показано на рис. 27. З цього рисунку випливає, що майже 100%-ва щільність досягається на зразках, ущільнених під дією удару при температурі 1390 °С. При

цьому зразки мають максимальні значення міцності на вигин - 3210 ± 186 МПа і ударної в'язкості - $10,8 \pm 1,0$ Дж/см², що вище міцності і ударної в'язкості спечених зразків, рівних відповідно 2820 ± 340 МПа і $9,1 \pm 1,4$ Дж/см². Збільшення тривалості ізотермічної витримки при температурі 1330 °С істотно впливає на міцність і ударну в'язкість зразків, які отримані ударним ущільненням, і практично не впливає на ці властивості зразків, які отримані вільним спіканням. Для оцінки статистичної міцності на вигин зразків після ударного ущільнення було отримано з порошку ВК20 десять зразків при температурі 1340 ± 10 °С з ізотермічною витримкою 10 хв перед ударом. Шліфовані штабики випробували на вигин і ударну в'язкість (5×5×35 мм) та тріщиностійкість (5×2×33 мм). Результати випробувань зразків представлені в табл. 7. У цій таблиці наведено також дані щодо міцності на вигин, розрахованої за формулою, яка враховує вплив на міцність відстані між опорами:

$$\sigma_{\text{виг}} = \frac{3}{2} \cdot \frac{PL}{bh^2} \left(1 - \frac{4h}{3\pi L}\right) \quad (26),$$

де Р – зусилля, L – відстань між опорами, b, h – ширина та висота зразка.

Таблиця 7. – Механічні властивості зразків сплаву ВК20 після ударного ущільнення у вакуумі при 1340 ± 10 °С із ізотермічною витримкою 10 хв перед ущільненням

Номери зразків	Міцність на вигин, МПа, при відстані між опорами,		Міцність на вигин, МПа, за формулою (26)	Ударна в'язкість, Дж/см ² (база 30 мм)	Тріщиностійкість, МПа·м ^{0,5} (база 30 мм)
	30 мм	15 мм			
489/1	3156	3641	3120		20,58
489/2		3798	3270	12,76	
490/1	3352	2966*	2538		18,34
490/2		3510	3002	6,03	
491/1		3537	3017	10,94	19,29
491/2	3135	3766	3220		
492/1		3844	3317	8,59	21,40
492/2	3149	2657*	2286*		
493/1		3184	2725	9,90	22,67
493/2	3558	3485	3010		
494/1					20,59
494/2		3802	3293		
495/1	2678				22,12
495/2		4006	3423	2,00*	
496/1	3236	3417	2960		21,65
496/2		3247	2808	7,64	
497/1		3869	3309	10,87	20,72
497/2	3300	2084*	1792*		
498/1	3414	3785	3243		20,55
498/2		3896	3371	3,62	
Середнє значення	3220	3650	3140	9,53	20,79
Стандартне відхилення	246	245	210	2,27	1,28
Довірчий інтервал	171	135	116	2,21	0,8

* Зразки зруйновані від крупного дефекту структури і не відображають реальну міцність зразка. Ці зразки не враховані для визначення середнього значення.

З представлених у табл.7 даних видно, що міцність на вигин зразків при випробуванні на малій відстані між опорами є дуже високою, і може досягати значень 4000 МПа, а середнє значення з 15 зразків становить 3650 ± 135 МПа.

Далі для дослідження ударного ущільнення було обрано композит WC-Co з об'ємним вмістом кобальту - 38 % (**ВК26**). Ущільнення проводили в діапазоні температур від 950 до 1300 °С, але для звичайного спікання брикетів використовували температури від 1100 до 1350 °С. Крім того, з метою вивчення можливості досягнення більш високої щільності зразків при температурах 1050, 1100 і 1150 °С застосували триразове ущільнення. Результати вимірювання щільності, міцності на вигин та тріщиностійкості зразків, які отримані у широкому діапазоні температур різними методами, показані на рис. 28. З цього рисунку видно, що композит із вмістом кобальту близько 40 об. % можна ущільнити у твердій фазі під дією удару до практично щільного стану при температурі 1250 °С. Але якщо застосувати триразове ударне ущільнення, такий високий рівень щільності можна досягти при температурі 1150 °С. При цьому найвищий рівень міцності на вигин, що дорівнює 3300 МПа (рис. 28б), реалізується саме на зразку, ущільненому при температурі 1150 °С. Цей факт свідчить про те, що в твердих сплавах WC-Co висока міцність границі поміж кобальтом і карбідом вольфраму може бути сформована в твердій фазі при досить низькій температурі, 1150 °С, і за тисячні частки секунди, за яких відбувається зменшення пористості зразків під впливом удару.

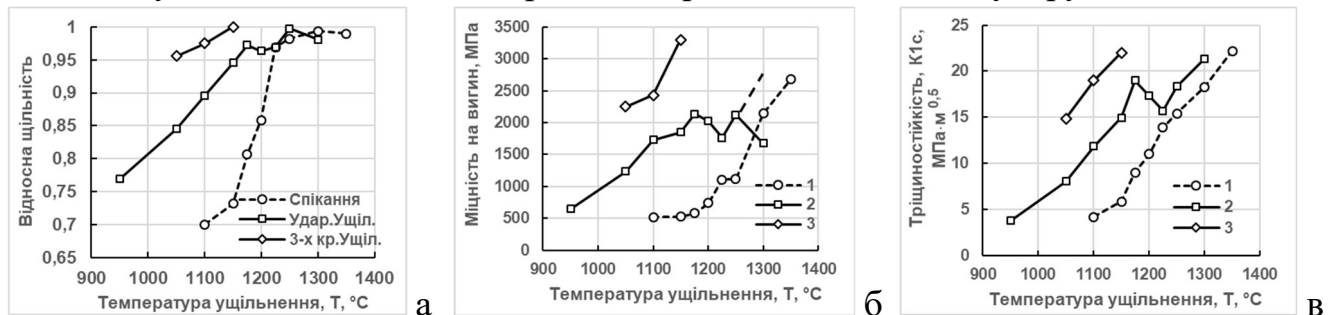


Рис. 28. – Зміна відносної щільності (а), границі міцності на вигин (б) та тріщиностійкості (в) зразків композиту ВК26 в залежності від температури їх ущільнення при вільному спіканні, а також при одноразовому та триразовому ударному навантаженні

Наступний композит для дослідження ударного ущільнення мав кількість пластичного кобальту більше половини, тобто 54 об. % (**ВК40**). Цей композит ущільнювали у твердій фазі під дією удару при температурах від 1150 до 1290 °С, і для порівняння проводили звичайне спікання зразків при температурі 1340 °С. Для вивчення впливу додаткової термообробки на щільність та механічні властивості зразків відрізані половинки дискових зразків піддавали відпалу при температурі 1250 °С протягом 3 годин. Результати визначення щільності та міцності на вигин зразків, які отримані ударним ущільненням та вільним спіканням, а також додатково відпалених, показані на рис. 29. Вказані значення характеристик відображають середню величину з 6-8 зразків, а довірчий інтервал відповідає ймовірності 95%.

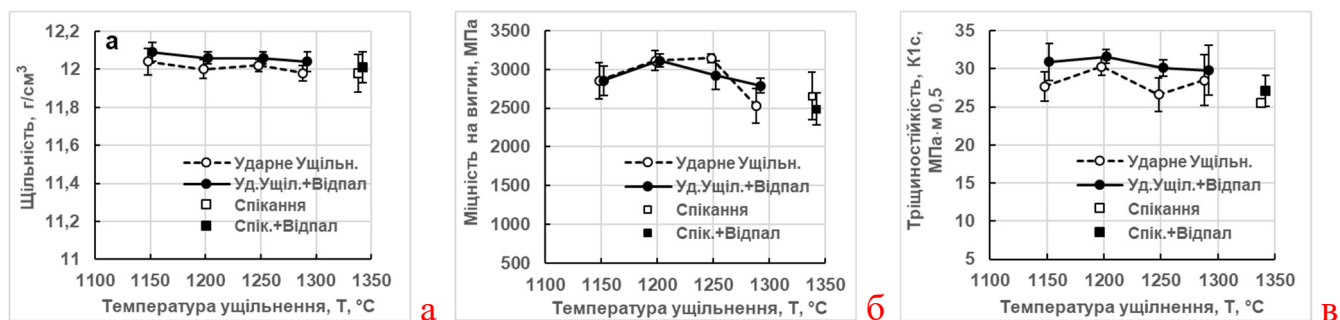


Рис. 29. – Зміна щільності (а), міцності на вигин (б) та тріщиностійкості (в) зразків композиту ВК40 в залежності від температури ударного ущільнення та після відпалу, а також зразків, отриманих вільним спіканням при 1340 °С протягом 20 хв

Наведені дані щодо міцності на вигин свідчать про те, що максимальний рівень міцності, що дорівнює 3143 ± 53 МПа, характерний для зразків, які спресовані при температурі 1250 °С. Але високий рівень міцності на вигин, 2855 ± 230 МПа, досягається і при температурі ударного ущільнення 1150 °С, в той час як спечені при 1350 °С зразки мають границю міцності на вигин 2655 ± 306 МПа. Відпал зразків або

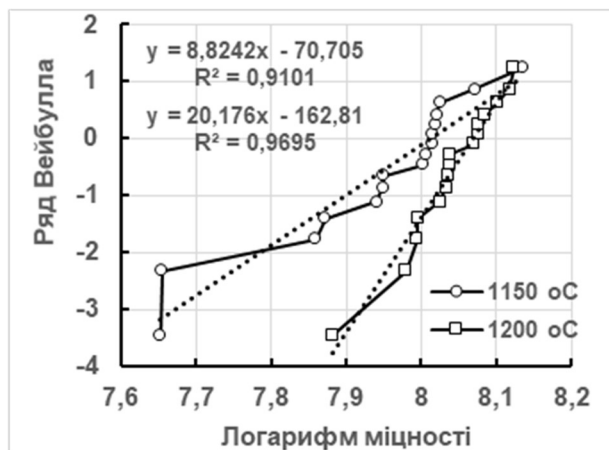


Рис. 30. – Статистичне розподілення по Вейбуллу міцності на вигин зразків композиту ВК40, які отримані при температурах ударного ущільнення 1150 і 1200 °С

цього рисунку впливає, що ударне ущільнення зразків при температурі 1150 °С призводить до великого розкиду міцності на вигин, при якому параметр Вейбулла дорівнює $m=8,8$, але максимальна міцність зразків є найбільш високою і дорівнює 3410 МПа. У разі ущільнення зразків при температурі 1200 °С розкид значень міцності на вигин істотно зменшується, про що свідчить величина параметра Вейбулла, що дорівнює $m=20,2$, але максимальне значення границі міцності на вигин трохи нижче і дорівнює 3372 МПа. Це свідчить насамперед про те, що при твердофазному ущільненні порошоків WC-Co можуть формуватися міцні границі між фазами при температурі ударного ущільнення 1150 °С.

У останньому підрозділі четвертого розділу розглянуто результати

досліджень ударного ущільнення порошкових композитів на основі карбіду вольфраму з різними зв'язками. При використанні в якості зв'язки **нікелю** був обраний композити з об'ємним вмістом нікелю 38% (26 мас. %). Ударне ущільнення наддрібнозернистої суміші порошків цього композиту проводили при температурах від 950 до 1250 °С. З метою вивчення можливості досягнення високої щільності за низьких температур ущільнення були досліджені зразки, які отримані при температурах 1000, 1050 і 1100 °С триразовим ударним ущільненням. Крім того, для порівняння щільності та властивостей проводили вільне спікання зразків у діапазоні температур від 950 до 1350 °С. Результати вимірювання щільності всіх зразків, а також результати випробування зразків на триточковий вигин та тріщиностійкість показані на рис. 31. З наведених на цьому рисунку даних випливає, що ударне

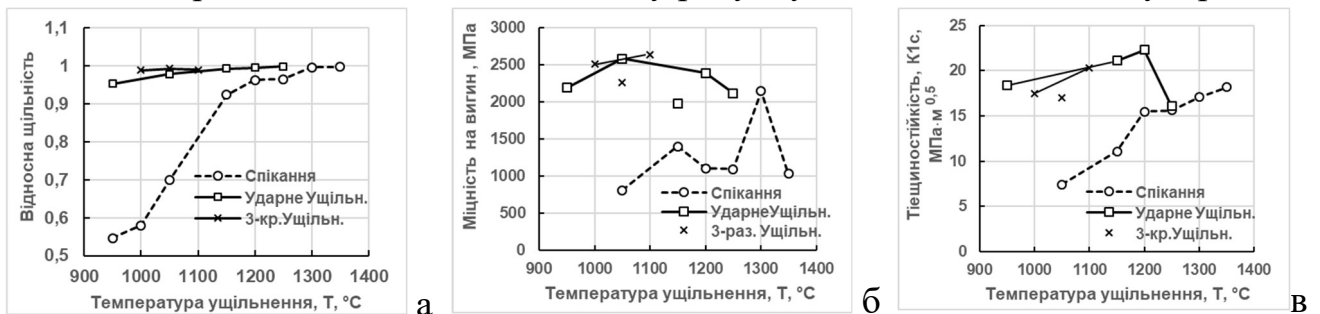


Рис. 31. – Вплив температури ущільнення на щільність (а), міцність на вигин (б) та в'язкість руйнування (в) зразків дрібнозернистого сплаву WC-26%Ni, який отримано вільним спіканням, одноразовим та триразовим ударним ущільненням

ущільнення забезпечує практично щільний стан зразків з пластичною нікелевою зв'язкою при температурі 1150 °С, а при температурі ущільнення 950 °С пористість зразків менше 5 %, що не знижує істотно міцність зразків та їх тріщиностійкість, які знаходяться на рівні відповідно 2180 МПа та 18,4 МПа·м^{1/2}. Максимальні значення міцності на вигин, 2580-2640 МПа виходять при температурі 1050-1100 °С, а максимальна тріщиностійкість, 22,3 МПа·м^{1/2}, досягається при температурі ущільнення 1200 °С. Наведені властивості зразків, отриманих ударним ущільненням у твердій фазі, вище властивостей зразків, отриманих вільним спіканням у рідкій фазі.

Наступним порошковим матеріалом для дослідження ефективності ударного ущільнення була суміш порошків **карбіду вольфраму та міді**. В даному випадку був обраний композит з рівним об'ємним вмістом карбіду вольфраму та міді, WC-50% Cu (36 мас. %), а порошкова суміш була наддрібнозернистою завдяки інтенсивному механічному розмелу. Ударне ущільнення спресованих з порошку брикетів проводили в твердій фазі в діапазоні температур від 750 до 1050 °С. Для порівняння сирі брикети спікали без застосування тиску при тих же температурах і додатково при температурі 1150 °С, тобто за наявності рідкої фази. Ізотермічна витримка при вільному спіканні, а також температурах перед ударним ущільненням становила 20 хв. Крім того, зразки були отримані і за іншими схемами ущільнення.

Результати вимірювання щільності зразків, а також результати визначення міцності на вигин та тріщиностійкості зразків показані на рис. 32. Максимальні значення

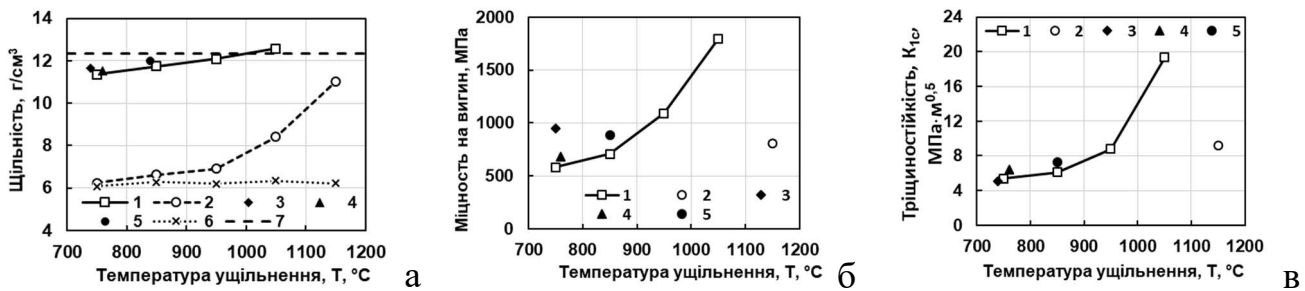


Рис. 32. – Зміна щільності (а), міцності на вигин (б) та тріщиностійкості (в) зразків композиту WC-36 мас. %Cu в залежності від температури та умов ущільнення. 1-ударне ущільнення, 2-вільне спікання, 3-дворазове ударне ущільнення, 4-ударне ущільнення після вільного спікання при 900 °C, 5-ударне ущільнення після ізотермічної витримки 120 хв, 6-щільність сирих брикетів, 7-аддитивна щільність композиту WC-36 мас. % Cu – 12,33 г/см³

міцності на вигин та тріщиностійкості виходять у випадку ущільнення зразків при температурі 1050 °C, і вони рівні відповідно 1796 МПа та 19,3 МПа·м^{0.5} (середнє з чотирьох значень). Рідкофазне спікання зразків зберегло пористість на рівні 11,5 % і тому призвело до нижчих властивостей: границя міцності на вигин – 806 МПа та тріщиностійкість – 9,2 МПа·м^{0.5}.

І нарешті ще одна порошкова суміш, а саме, WC-55 об. %Ni₃Al, піддавалася ударному ущільненню при різних температурах. Ударне ущільнення сирих брикетів проводили за температур 1160, 1220, 1280 і 1330 °C. Перед ударом при вказаних температурах брикети витримували 20 хв, але для температур 1160 і 1220 °C було застосовано витримку тривалістю 45 хв. Для порівняння проводили вільне спікання зразків композиту при температурах 1280, 1330 та 1360 °C і ізотермічній витримці 20 хв. Результати визначення щільності зразків та їх міцності на вигин і стискання в залежності від температури ударного ущільнення та методу ущільнення показані на рис. 33. З наведених на рисунку даних було зазначено деякі важливі результати.

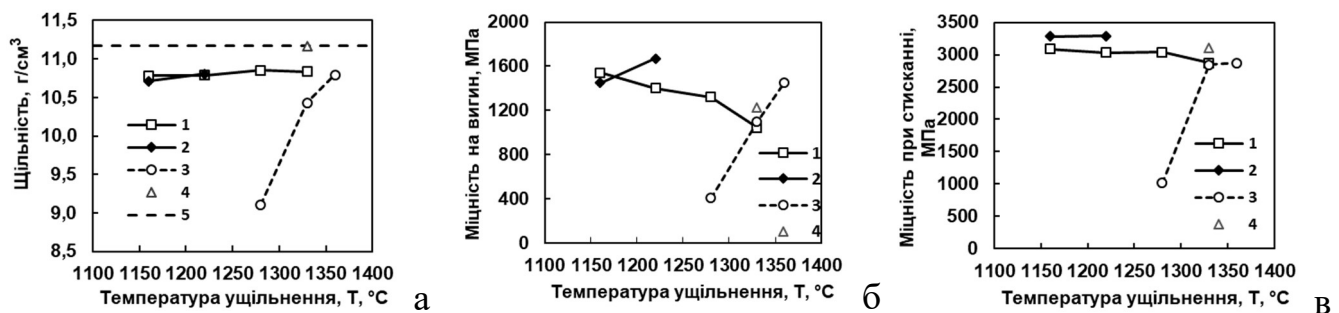


Рис. 33. – Залежність щільності (а), міцності на вигин (б) та на стискання (в) від температури та способу ущільнення порошкового композиту WC-55об.% Ni₃Al: 1, 2 – ударне ущільнення з витримкою 20 і 45 хв, 3 – вільне спікання, 4 – комбінована обробка (ударне ущільнення + вільне спікання); 5 – адитивна щільність суміші порошків 37Ni₃Al-60,5WC-2,5W₂C (мас. %) дорівнює 11,17 г/см³

Насамперед, щільність зразків при ударному навантаженні є високою як при низькій, так і при високій температурі ущільнення в той час, коли спечені зразки набувають високої щільності тільки при температурі 1360 °С. Крім того, максимальна міцність на вигин, 1600 МПа, та стискання, 3100 МПа, мають зразки, які ущільнені під дією ударного навантаження при температурі 1160 °С. Якщо порівняти ці значення міцності з міцністю композиту, що містить ідеальну для карбїду вольфраму кобальтову зв'язку з аналогічним за об'ємом вмістом, WC-55 об. % Co, то виходить, що міцність на вигин композиту з інтерметалідною зв'язкою майже вдвічі нижче міцності з кобальтовою зв'язкою, але міцність при стисканні має таку ж величину. Більш того, границя текучості на стиск композиту з інтерметалідом має більш високу (в 1,5 рази) границю текучості, ніж композит з кобальтом. Слід зазначити також, що збільшення тривалості ізотермічної витримки брикетів перед ударним ущільненням з 20 до 45 хв у деяких випадках позитивно впливає на характеристики міцності.

У **п'ятому розділі** проведено обговорення результатів експериментальних досліджень щодо ударного ущільнення в широкому діапазоні температур порошків та порошкових сумішей, розглянутих у попередньому розділі. Встановлено, що в основі формування міцних міжчастинкових та міжфазних границь за короткий час ущільнення лежать такі явища як схоплювання та прискорена дифузія атомів. Для прояву схоплювання між металевими частинками були проаналізовані дві складові процесу схоплювання – термічна та механічна активація. Для забезпечення термічної активації проведено розрахунок температури для кожного металевого порошку, при якій може проходити процес утворення міжатомних зв'язків навіть за відсутності тиску на поверхні, що контактують. А для прояву механічної активації потрібна пластична деформація частинок більше 30% і високий рівень тиску на рівні 1000 МПа. За рахунок підведення механічної енергії на рівні 1200 Дж/см³ та реалізації підвищеної деформації частинок за рахунок додаткової радіальної деформації брикету було забезпечено зниження температури формування міцних зв'язків між частинками металевих порошків до рівня (0,5-0,55) $T_{пл}$.

При ущільненні в жорсткій матриці порошків металевих сплавів і металоподібних сполук типу інтерметалідів для забезпечення міцного зв'язку між частинками потрібні вищі гомологічні температури деформації ніж температури для утворення міцних границь між металевими порошками. Для металевих сплавів типу нержавіючих сталей та нікельхромового сплаву X20H80 необхідні температури від 0,7 до 0,8 $T_{пл}$, а для інтерметалїду Ni₃Al температура формування міцного зв'язку становить 0,9-0,95 $T_{пл}$. Тобто для реалізації процесу схоплювання в даних матеріалах роль механічної активації при вибраних параметрах тиску, ступеня і швидкості деформації порошку зменшена. Це зумовлено, ймовірно, більш високою границею текучості даних матеріалів при підвищених температурах.

Ступінь зниження температури ударного ущільнення біметалевих композитів

залежить від об'ємного співвідношення металів, що мають низьку і високу температуру плавлення. При відсутності контакту між тугоплавкими частинками температура ударного ущільнення такої суміші може бути знижена до рівня, що забезпечує міцний зв'язок між частинками легкоплавкого металу. Однак для посилення міжфазної границі та для подальшого підвищення міцності зразків температуру ударного ущільнення слід збільшувати до $0,65-0,95 T_{пл}$ легкоплавкого металу.

Більш складна ситуація з ущільненням і формуванням якісних границь при ударному ущільненні виникає у разі використання композитів, що містять металеву матрицю та частинки карбіду вольфраму, що відрізняються від металевих частинок високою твердістю та близькою до нуля пластичністю. Використання методу ударного ущільнення показало, що існує принципова можливість одержання зразків у твердій фазі, оскільки утворення міцних міжфазних границь за тисячні частки секунди можливе вже за температур $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Цілком ймовірно, що схоплювання при даній температурі ударного ущільнення обумовлено не тільки хімічною активністю між кобальтом і карбідом вольфраму, а й деякою механічною активацією, пов'язаною з високою швидкістю деформації кобальту і високим рівнем гідростатичного тиску. Однак застосування методу ударного ущільнення для порошкових сумішей кобальту і карбіду вольфраму з вмістом останнього за об'ємом більше половини обмежено через неможливість усунути пористість у зразках при їх ущільненні в жорсткій матриці через утворення жорсткого карбідного каркасу. Ударне ущільнення в твердій фазі є достатньо ефективним методом для створення дрібнозернистих композитів з металевими матрицями і частинками карбіду вольфраму при їх об'ємному вмісті менше 50 %, оскільки в таких композитах поєднуються високі значення твердості, міцності та тріщиностійкості.

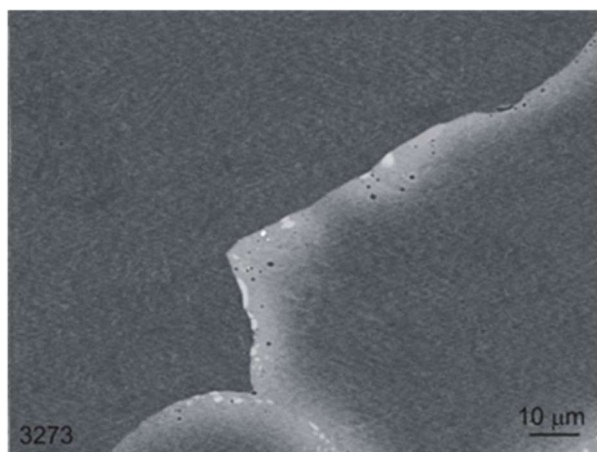


Рис. 34. – Структура зразка із сталі X17H2, в якому показано границю поміж частинками без атомів і з атомами вольфраму на поверхні (зі світлою зоною)

У цьому розділі проведена оцінка коефіцієнтів дифузії атомів вольфраму, які знаходились на поверхні сферичних частинок нержавіючої сталі X17H2, і дифундували в сусідні частинки як при ізотермічній витримці, так і при ударному навантаженні. Найбільший інтерес представляла границя між частинками нержавіючої сталі, одна з яких не мала атомів вольфраму перед ударом, а інша частинка мала. Така границя показана на рис. 34, де частинка з атомами вольфраму на поверхні є освітленою. Був проведений спектральний аналіз по лінії, що перетинає таку границю, і визначено

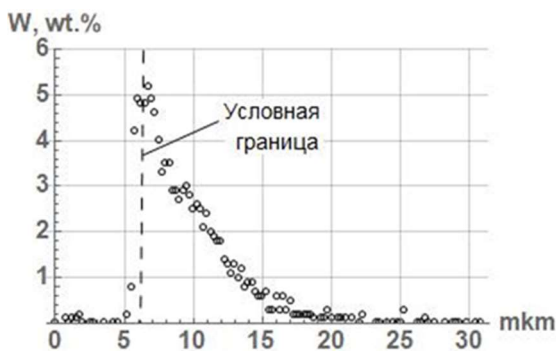
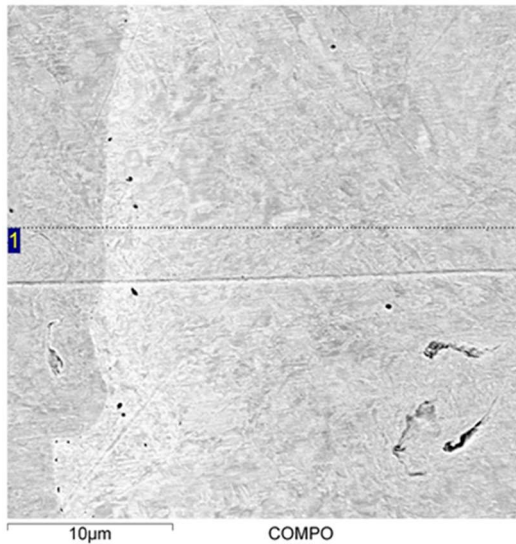


Рис. 35. – Розподіл атомів вольфраму по лінії «1» між різними частинками X17H2 у зразку після ударного ущільнення при 1100 °С

забезпечила експоненційна функція з довільним показником степеня n при аргументі. При цьому вельми несподіваним виявилось те, що величина цього

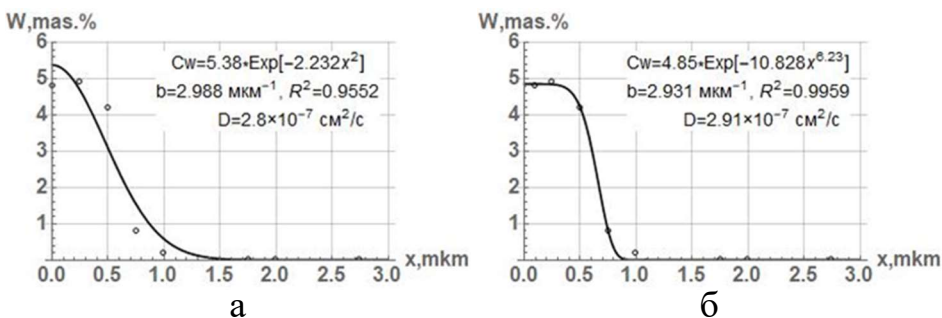


Рис. 36. – Вигляд апроксимаційних залежностей за рівняннями (19) (а) та (21) (б) для концентраційного профілю лівої контактуючої частинки у зразку

показника степеня вийшла не меншою, а набагато вищою за 2, а саме $n=6.23$, що не вписується у звичайні уявлення для дифузійних процесів. У той же час коефіцієнти дифузії, які розраховані для експоненційних залежностей, практично збігаються та його величина менше на чотири порядки від звичайних коефіцієнтів дифузії. Характер дифузійної кривої з $n > 2$, яка показує високу концентрацію атомів поблизу границі, призводить до думки, що це може бути наслідком механічного перемішування шарів контактуючих частинок або так званої «механічної дифузії».

концентрацію атомів вольфраму вздовж цієї лінії. Ця лінія під номером «1» і розподіл концентрації атомів вольфраму вздовж лінії показано на рис. 35. Як видно з цього рисунку в ліву частинку в результаті ударного ущільнення проникли атоми вольфраму. Їх в даному випадку мало, але в першому наближенні розподіл цих атомів можна апроксимувати різними рівняннями дифузії і встановити коефіцієнт дифузії за час ударного ущільнення, рівний приблизно 0,004 с. Результати апроксимації концентраційного профілю атомів вольфраму лівої частинки двома рівняннями, що забезпечують найбільшу точність, наведено на рис.36. (Графіки повернені на 180° щодо границі). Результати проведеної апроксимації показали, що висока точність ($R^2=0,9552$) виходить при апроксимації звичайною експоненційною функцією, рис.36а, але найбільш високу точність ($R^2=0,9959$)

показника степеня вийшла не меншою, а набагато вищою за 2, а саме $n=6.23$, що не вписується у звичайні уявлення для дифузійних процесів. У той же час коефіцієнти дифузії, які розраховані для

На закінчення даного розділу було розглянуто **механізм міцності на вигин** композитів, що містять карбід вольфраму і різні зв'язки, та умови отримання композиту з найвищою міцністю. В результаті проведення власних досліджень та при перегляді численних вітчизняних та зарубіжних публікацій з композитів або твердих сплавів WC-Co сформувалося розуміння того, що у цих композитів існує «стеля» міцності на вигин, яка знаходиться на рівні 3500 ± 100 МПа незалежно від кількості кобальту в композиті. При цьому єдиною умовою для реалізації такої міцності на вигин в композитах з дуже високою кількістю пластичної фази є вимога до структури, в якій прошарки кобальту повинні бути тонкими, кілька мікрон, і яка досягається шляхом використання дрібнозернистих та наддрібнозернистих частинок карбиду вольфраму при підготовці порошкової суміші. Завдяки власним дослідженням було встановлено, що високі значення міцності на вигин реалізуються на зразках, у яких немає великих дефектів структури, що призводять до зниження міцності. Але за відсутності великих дефектів структури або за наявності дефектів менше за певний розмір міцність зразків стає максимальною і практично граничною. Максимальна міцність на вигин на рівні 3300 -3500 МПа була отримана нами як на твердому сплаві з об'ємним вмістом кобальту 25% (BK16), так і на дрібнозернистому сплаві з вмістом кобальту 55 об. % (BK40). Причина, через яку виходить саме така міцність на вигин, висловлена свого часу В.А. Івенсеном, і вона зводиться до того, що міцність на вигин двофазних за структурою зразків визначається міцністю тонких прошарків кобальту, розташованих між частинками карбиду вольфраму. А міцність тонких прошарків кобальту дорівнює міцності ниткоподібних кристалів або вусів кобальту, тобто міцності на рівні 3300 МПа. Таке пояснення максимальної міцності на вигин твердих сплавів WC-Co відповідає, як ми вважаємо, дійсності, оскільки воно спрацьовує і на твердих сплавах з високим вмістом кобальту, але які отримані ударним ущільненням у твердій фазі і мають тонкі прошарки кобальту в результаті збереження дрібнозернистої структури. З цих спостережень випливає розуміння механізму максимальної міцності на вигин карбидововольфрамових композитів з металевими зв'язками. Він полягає у тому, що міцність на вигин композиту на основі карбиду вольфраму з металевою зв'язкою визначається (за умови відсутності в об'ємі зразків великих дефектів структури) двома факторами: міцністю тонкого металевого прошарку та міцністю міжфазної границі.

У **шостому розділі** описані щонайменше п'ять напрямків перспективного застосування результатів проведеного дослідження з ударного ущільнення різних порошків. **По-перше**, це створення високоміцних та високотвердих дисперсно-зміцнених матеріалів за рахунок, з одного боку, збільшення об'ємного вмісту дисперсних частинок, а, з іншого боку, використання високотвердих, але хімічно активних частинок, які неможливо застосувати при звичайних температурах спікання порошків. **По-друге**, це отримання більш якісних біметалічних композитів, що використовуються в основному в електротехнічній промисловості. Підвищена

якість композитів Ag-Ni, Cu-W, Cu-Cr забезпечується за рахунок виключення або мінімізації пористості та збереження більш дрібнозернистої структури. **По-третє**, це створення більш міцних та більш зносостійких метало-карбідних композитів на основі високоміцних сплавів заліза. **По-четверте**, великі очікування пов'язані зі створенням конкурентних світовим зразкам алмазовмісних композитів у зв'язку з можливістю отримання високоцілних композитів при температурі 900 °С і нижче, що гарантує утворення міцного зв'язку між алмазними частинками та металевою матрицею через відсутність графітизації поверхні частинок. І нарешті від **п'ятого напрямку** слід очікувати найбільшої ефективності, оскільки цей напрямок

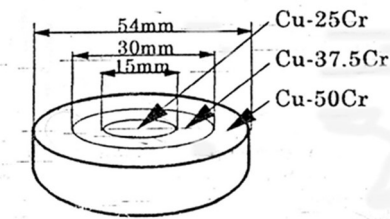
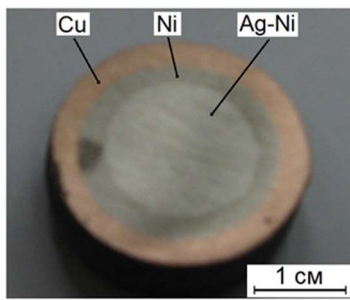


Fig.1 Three-layer Cu-Cr contact material

передбачає створення комбінованих чи градієнтних композитів, які складаються з різних за структурою чи з різних за матеріалами частин. Наприклад на рис. 38 показано два комбінованих зразки. В одному випадку зразок складається з різних матеріалів,

і він отриманий методом ударного ущільнення, рис. 38а, а в іншому випадку зразок складається з трьох композитів Cu-Cr з різним вмістом хрому, і він досліджений японськими фахівцями, рис. 38б.

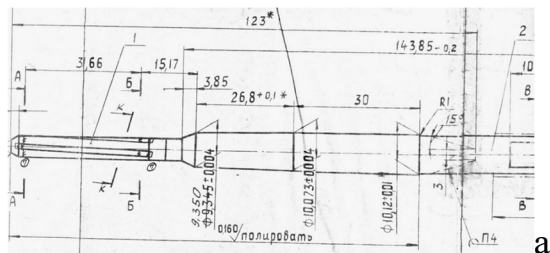


Рис. 39. – Креслення інструменту (а) та заготовок (б, в) для нього з твердого сплаву ВК20

Крім того, наведено два приклади отримання методом ударного ущільнення у вакуумі заготовок з твердого сплаву ВК20 для виготовлення конкретних виробів інструментального призначення. В одному випадку були отримані довгомірні заготовки для підготовки інструменту, який застосовують при виготовленні стволів вогнепальної зброї. Креслення інструменту та два варіанти заготовок для цього інструменту показано на рис. 39. Однак отримані за нестандартною технологією твердосплавні заготовки не вдалося використати для виготовлення інструменту через необхідність проведення додаткових досліджень.



Рис.40. – Зовнішній вигляд заготовок із сплаву ВК20 для висаджування болтів

У другому випадку було виготовлено твердосплавні матриці, рис. 40, для холодного висаджування високоміцних болтів, призначених для залізничного транспорту. Ці матриці були передані на Дружківський завод металевих виробів, де вони були підготовлені для виготовлення конкретних болтів та запущені в роботу в кінці січня 2022 р. Але експлуатація цих матриць була перервана 24 лютого цього ж року через агресію Російської Федерації.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. На основі відомого фізичного явища миттєвого з'єднання (схоплювання) поверхонь металів при їх спільній пластичній деформації, а також явища прискореної дифузії атомів при високій швидкості деформації розроблено та реалізовано процес ударного ущільнення і спікання металевих порошків при гомологічних температурах 0,5-0,55.

2. Встановлено, що ударне ущільнення дрібнозернистих порошків металів при температурах 0,5-0,55 $T_{пл}$ і за час ущільнення, яке триває кілька тисячних часток секунди, забезпечує отримання зразків з дрібнозернистою структурою, високою міцністю і задовільною пластичністю. Ударне ущільнення порошків при більш високих ніж 0,55 $T_{пл}$ температурах призводить до рекристалізації та укрупнення структури, що в результаті знижує міцність і збільшує пластичність зразків.

3. Показано, що процес рекристалізації проходить досить швидко, тобто за короткий час охолодження зразків після ударного ущільнення, що дорівнює 10-30 с, і чим вище температура ударного ущільнення, тим більшою мірою проходить процес рекристалізації і тим більш крупнозернистою стає структура зразків.

4. При ущільненні металевих порошків у вакуумі під дією ударного навантаження і при температурах 0,5-0,55 $T_{пл}$ в зразках може зберігатися невеликий рівень пористості (до 1-2 %), але ця пористість складається з розташованих на міжчастинкових границях і потрійних стиках мікропор, які принципово не впливають на характеристики міцності та пластичності зразків.

5. Порошки жароміцної нержавіючої сталі Х17Н2, жаростійкого сплаву Х20Н80, а також жароміцного інтерметаліду Ni_3Al , тобто порошки, які при вільному спіканні в твердій фазі мають високий рівень пористості, можна суттєво ущільнити під дією ударного навантаження при температурах від 0,7 до 0,9 $T_{пл}$ і отримати зразки з високим рівнем міцності.

6. Біметалічні композити, що складаються з металів, які суттєво відрізняються температурою плавлення, наприклад, такі як Ag-Ni, Cu-W, Cu-Cr і які одержані ударним ущільненням у твердій фазі є практично безпористими, у той час як вільне спікання навіть за наявності рідкої фази зберігає певну пористість. Крім того, ударне ущільнення забезпечує більш дрібнозернисту та рівномірну структуру у зразках і в результаті підвищує міцність.

7. Метод ударного твердофазного ущільнення дозволяє отримувати комбіновані зразки, що складаються з різних матеріалів, або з частин одного матеріалу, але які мають різну структуру. Додаткові можливості в поліпшенні функціональних властивостей комбінованих зразків пов'язані з варіацією співвідношення в розмірах складових частин, які входять у комбінований виріб.

8. Детальні дослідження ударного ущільнення металево-карбідних композитів Co-WC як у твердій, так і рідкій фазах дозволили встановити низку важливих закономірностей:

- встановлена принципова можливість утворення у твердій фазі міцних міжфазних границь у діапазоні температур 1150-1250 °С. При цьому утворення міцного зв'язку між кобальтом і карбідом вольфраму проходить за час ударного ущільнення, тобто за тисячні частки секунди.

- щільний стан зразків при одноразовому ударному ущільненні в твердій фазі досягається на композитах з об'ємним вмістом твердих частинок карбиду вольфраму 50 % і менше. При більш високому об'ємному вмісті карбідних частинок у композиті формується жорсткий карбідний каркас, що перешкоджає усуненню пористості навіть при тиску ущільнення 1280 МПа.

- ударне ущільнення композитів з високим вмістом карбідних частинок або класичних твердих сплавів WC-Co доцільно проводити в присутності рідкої фази при зниженій на 50-70 °С температурі і скороченій до 10-20 хв ізотермічній витримці. Це забезпечує отримання у зразках більш дрібнозернистої структури, зниженого ступеня контакту карбідних частинок та зміцненої металевої зв'язки, що сприяє підвищенню границі міцності на вигин та ударній в'язкості зразків.

9. Ударне ущільнення у твердій фазі та при наявності рідкої фаз композитів WC-Co з вмістом кобальту від 25 до 55 об. % показало, що максимальна міцність на вигин зразків незалежно від кількості пластичної фази становить 3200-3400 МПа. Ця міцність відповідає міцності ниткоподібних кристалів кобальту, і можна говорити про існування граничної міцності на вигин композитів на основі карбиду вольфраму з кобальтовою зв'язкою.

10. Спостерігається кореляція максимальної міцності на вигин композитів WC-Ni та WC-Cu з міцністю ниткоподібних кристалів нікелю та міді, рівними 2900 і 2100 МПа відповідно. Очікується, що міцність композитів із залізною матрицею переважатиме міцність композитів з кобальтовою матрицею, оскільки міцність ниткоподібних кристалів заліза може досягати 6000 МПа, що майже вдвічі вище

міцності ниткоподібних кристалів кобальту.

11. Досить ефективним є метод ударного ущільнення у вакуумі для отримання композиту на основі карбиду вольфраму та інтерметаліду Ni_3Al з об'ємним вмістом 55%. Ущільнення зразків у твердій фазі при температурах 1160-1330 °C забезпечує відносну щільність композиту на рівні 97 % і високі механічні властивості, серед яких особливу увагу привертає границя текучості при стисканні, що дорівнює 2500-2700 МПа, і яка перевищує границю текучості аналогічного композита з кобальтовою зв'язкою у 1,5 рази.

12. Запропоноване в даній роботі нове рівняння ущільнення порошків у жорсткій матриці, що містить чотири постійні параметри, дозволяє описати з високою точністю увесь процес ущільнення порошків при зміні відносної щільності від початкової до максимально можливої. При цьому значення констант визначаються шляхом комп'ютерної апроксимації експериментальних даних по ущільненню порошків. Єдиною умовою під час проведення апроксимації є припущення про сталість границі текучості матеріалу порошків протягом усього процесу ущільнення.

13. Розроблено методику визначення міцності зразків при стисканні, що враховує дію максимальних сил тертя між стискаючими опорами і торцями зразка. Ця методика дозволяє оцінити верхній і нижній поріг границі міцності зразків на стискання, а також виявити в ряді випадків максимальне напруження при деформації зразків та встановити величину пластичності, що відповідає цьому максимальному напруженню.

Список опублікованих праць за темою дисертації

Статті

1. **Laptiev A.**, Pakiela Z., Tolochyn O., Brynk T. Microstructure and mechanical properties of WC–40Co composite obtained by impact sintering in solid state // J. Alloys Compounds, 2016.–Vol.687.–P.135–142. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.05.343> (Особистий внесок здобувача: вибір температурного діапазону пресування зразків та їх ударне ущільнення, дослідження та аналіз структури і властивостей зразків, підготовка рукопису статті).

2. **Anatolii Laptiev**, Barbara Romelczyk, Oleksandr Tolochyn, Tomasz Brynk, Zbigniew Pakiela. Influence of the impact sintering temperature on the structure and properties of samples from the different iron powders // Advanced Powder Technology, 2017.–vol. 28.–P. 363-374. <https://doi.org/10.1016/j.appt.2016.10.007> (Особистий внесок здобувача: вибір температурного діапазону пресування зразків та їх ударне ущільнення, дослідження структури і властивостей зразків, підготовка статті).

3. Tomasz Brynk, Barbara Romelczyk, **Anatolii Laptiev**, Oleksandr Tolochyn, Zbigniew Pakiela. Fatigue crack growth in Fe mini-samples consolidated by means of impact sintering // Key Engineering Materials, 2014. – Vols. 577–578. – P. 245–248. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.577-578.245> (Особистий внесок

здобувача: вибір параметрів ударного ущільнення зразків, підготовка зразків для випробування, обговорення тексту статті).

4. Brynk T., **Laptev A.**, Tolochyn O. Pakiela Z. The method of fracture toughness measurement of brittle materials by means of high-speed camera and DIC // Computational Materials Science, 2012 – vol. 64 – P. 221–224.

<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2012.05.025> (Особистий внесок здобувача: вибір температурного діапазону пресування зразків та їх ударне ущільнення, підготовка зразків для випробування, обговорення тексту статті).

5. **Laptev A. V.**, Ponomarev S.S., Ochkas L.F. Solid-Phase Consolidation of fine-grained WC-16%Co hardmetal. // Journal of Advanced Materials, 2001.–vol. 33, No 3.–P. 42-51. (Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків, дослідження структури і властивостей зразків, корегування тексту статті).

6. **Laptev A.V.**, Ponomarev S.S., Ochkas L.F. Structural Features and Properties of Alloy 84% WC — 16% Co, Obtained by Hot Pressing in the Solid and Liquid Phases. Part 1. Effect of the Temperature at which the Specimens are Prepared on Their Density and Structure. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2000.–vol. 39.–P. 607–617. <https://doi.org/10.1023/A:1011388400293> (Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків та їх отримання, дослідження структури зразків, підготовка рукопису статті).

7. **Laptev A.V.**, Ponomarev S.S., Ochkas L.F. Structural Features and Properties of Alloy 84% WC — 16% Co, Obtained by Hot Pressing in the Solid and Liquid Phases. Part 2. Influence of the Temperature at which the Specimens are Made on Their Physicomechanical Properties. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2001.–vol. 40.–P. 77–83. <https://doi.org/10.1023/A:1011368124481> (Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків, дослідження та аналіз властивостей зразків, підготовка рукопису статті).

8. **Laptev A.V.** Potential of the High-Energy Hot Compaction in a Vacuum for Creating Materials with an Ultrafine Structure and High Strength. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2001.-v. 40.-P. 103–111. <https://doi.org/10.1023/A:1011963019060>

9. Koval'chenko M.S., **Laptev A.V.** Dynamics of WC – Co Hard Alloy Compaction with Hot Pulsed Pressing. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2004.–vol. 43.– P. 117–126). <https://doi.org/10.1023/B:PMMC.0000035698.34943.c6> (Особистий внесок здобувача: підготовка принципової схеми конструкції експериментальної установки для динамічного ущільнення порошків у вакуумі).

10. **Laptev A.V.** Theory and technology of sintering, thermal and chemicothermal treatment. Densification of WC–Co alloys in solid-phase sintering (review). // Powder Metall. Met. Ceram., 2007.-v.46.- P.317–324. <https://doi.org/10.1007/s11106-007-0051-3>

11. **Laptev A.V.** Structure and properties of WC-Co alloys in solid-phase sintering. I. Geometrical evolution. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2007.–vol. 46.–P. 415–422. <https://doi.org/10.1007/s11106-007-0065-x>

12. **Laptev A.V.** Structure and properties of WC-Co alloys in solid-phase sintering. II. Mechanical properties of samples. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2007.-vol. 46.– P. 517–524. <https://doi.org/10.1007/s11106-007-0080-y>

13. **Лаптев А. В.**, Толочин А. И., Ковыляев В. В., Вербило Д. Г., Кондряков Е. А. Ударное спекание порошка жаропрочной нержавеющей стали X17H2. I. Плотность и структура образцов // Металлофизика и новейшие технологии, 2012.- Т. 34, №2.– С. 195–208. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків, дослідження структури і властивостей зразків, підготовка рукопису статті*).

14. **Лаптев А.В.**, Толочин А.И., Ковыляев В.В., Вербило Д.Г., Кондряков Е.А. Ударное спекание порошка жаропрочной нержавеющей стали X17H2. II. Механические свойства образцов и оценка коэффициентов диффузии при изотермической выдержке и ударном уплотнении // Металлофизика и новейшие технологии, 2012. - Т.34, №4.–С. 521–540. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків та їх отримання, дослідження та аналіз структури і властивостей зразків, підготовка рукопису статті*).

15. **Лаптев А. В.**, Крячко Л. А., Толочин А. И., Вербило Д. Г., Головкова М.Е. Сравнение структуры и механических свойств обычного и ультрамелкозернистого композитов Ag–30Ni, полученных методом ударного спекания // Металлофизика и новейшие технологии, 2012.- Т.34, №10. - С. 1001–1018. (*Особистий внесок здобувача: вибір температурного діапазону пресування зразків та їх ударне ущільнення, дослідження структури і властивостей зразків, підготовка статті*).

16. Толочин А. И., **Лаптев А. В.**, Окунь И. Ю., Евич Я. И. Ударное уплотнение порошка вольфрама в широком диапазоне температур. I. Плотность и структура // Металлофизика и новейшие технологии, 2014. – Т. 36, №1. – С. 17–29. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів ударного ущільнення зразків, аналіз впливу температури на структуру зразків, корегування тексту статті*).

17. Толочин А. И., **Лаптев А. В.**, Окунь И. Ю., Евич Я. И. Ударное уплотнение порошка вольфрама в широком диапазоне температур. II. Механические свойства // Металлофизика и новейшие технологии, 2014. – Т. 36, №2. – С. 217–228. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів ударного ущільнення зразків, аналіз впливу температури на властивості зразків, корегування тексту статті*).

18. Radchenko P.Y., Get'man O.I., Panichkina V.V., Skorokhod V. V., Podrezov Yu. N., Verbilo D. G., **Laptev A. V.**, and Tolochin A. I. The Structure and Properties of Powder Copper Hardened by Fine Tungsten Particles. // Powder Metallurgy Metal Ceramics, 2014.-vol. 53. - P. 404–410. <https://doi.org/10.1007/s11106-014-9631-1> (*Особистий внесок здобувача: підготовка та ударне ущільнення зразків, аналіз структури та властивостей зразків, обговорення тексту статті*).

19. **Laptev A.V.**, Tolochin A.I., Verbilo D.G. and Okun' I. Yu. Structure and Properties of Kh20N80 Alloy Powders Produced by Impact Sintering at Different Temperatures. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2015.–vol. 54.– P. 416–427. <https://doi.org/10.1007/s11106-015-9731-6> (*Особистий внесок здобувача: вибір*

температурного діапазону пресування зразків та їх ударне ущільнення, дослідження та аналіз структури і властивостей зразків, підготовка статті).

20. **Laptev A.V.**, Tolochin A.I., Kovalchenko M.S., Evich Ya. I. and Okun' I. Yu. Structure and Properties of Ni₃Al Intermetallic Under Vacuum Impact Sintering. // Powder Metall. Met. Ceram., 2016.-v. 54.-P.554–567. <https://doi.org/10.1007/s11106-016-9749-4> (*Особистий внесок здобувача: вибір температурного діапазону пресування зразків, дослідження та аналіз структури і властивостей зразків, підготовка статті).*

21. **Laptev A.** Some Trends in Improving WC–Co Hardmetals. I. Hybrid and Coarse-Grained Hardmetals. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2019.-v. 58.-P. 42–57. <https://doi.org/10.1007/s11106-019-00046-3>

22. **Laptev A.** Some Trends in Improving WC–Co Hardmetals. II. Functionally Graded Hardmetals. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2019.-v. 58.- P. 170–183. <https://doi.org/10.1007/s11106-019-00061-4>

23. **Лаптев А.В.**, Толочин А.И., Карпец М.В., Мысливченко А.Н., Окунь И.Ю., Евич Я.И. Влияние температуры ударного спекания на плотность, структуру и свойства композита Ni₃Al – 45 об. % WC. // НАУКОВІ НОТАТКИ, Луцьк, 2019. Вип. № 66.– С. 195-207. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків та їх отримання, дослідження та аналіз структури і властивостей зразків, підготовка рукопису статті).*

24. Хоменко Е. В., **Лаптев А. В.**, Толочин А. И., Минакова Р. В., Ковальченко М. С. Структура и свойства композитов Cu – Cr различного состава, полученных твердофазным прессованием в вакууме. // Электрические контакты и электроды. Сб. трудов ИПМ НАНУ.– Киев, 2008 г. – С. 110–115. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків та їх отримання, підготовка зразків для механічних випробувань, корегування тексту статті).*

25. **Лаптев А. В.**, Толочин А. И., Крячко Л. А., Вербило Д. Г., Окунь И. Ю. Свойства ультрамелкозернистого композита Cu–64WC, полученного вакуумным горячим прессованием // Электрические контакты и электроды. Сб. трудов ИПМ НАНУ. Киев, 2010. – С. 198–206. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків та їх отримання, дослідження та аналіз структури і властивостей зразків, підготовка рукопису статті).*

26. Толочин А. И., Хоменко Е. В., **Лаптев А. В.**, Анализ прочности и пластичности композитов Cu–35Cr и Cu–65Cr, полученных прессованием в твердой фазе // "Электрические контакты и электроды". Сб. трудов ИПМ НАНУ. Киев, 2010.– С. 189–197. (*Особистий внесок здобувача: підготовка зразків для випробування, дослідження структури і властивостей зразків, участь у написанні тексту статті).*

27. **Лаптев А. В.**, Толочин А. И., Хоменко Е. В. Влияние температуры ударного прессования в вакууме на плотность, структуру и свойства порошковой меди // Электрические контакты и электроды. Труды ИПМ НАНУ. – Киев, 2012. – С. 117–

124. *(Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків та їх отримання, дослідження структури і властивостей зразків, підготовка статті).*

28. Подрезов Ю. М., **Лаптев А. В.**, Толочин О. І., Євич Я. І. Контактотворення при імпульсному пресуванні в порошкових двокомпонентних системах Cu–Ni та Ag–Ni // *Електронна мікроскопія і прочність матеріалів*. Вып. 18. Труды ИПМ НАНУ. Серия «Физическое материаловедение, структура и свойства материалов». – Киев, 2012. – С. 139–149. *(Особистий внесок здобувача: підготовка зразків для механічних випробувань, виготовлення пристрою для випробування зразків, корегування тексту статті).*

29. Толочин А. И., **Лаптев А. В.**, Хоменко Е. В. Влияние температуры ударного прессования в вакууме на физико-механические свойства композитов Cu–Cr // *Электрические контакты и электроды*. Труды ИПМ НАНУ. Серия «Композиционные слоистые и градиентные материалы и покрытия». – Киев, 2014. – С. 65–74. *(Особистий внесок здобувача: вибір параметрів ударного ущільнення зразків, аналіз впливу структури на властивості зразків, підготовка статті).*

30. Крячко Л. А., **Лаптев А. В.**, Толочин А. И., Бега Н. Д., Евич Я. И., Головкова М. Е., Лебедь А. В. Структура и свойства композита W–50 об.% Cu, полученного с применением порошка вольфрама, активированного размолотом в шаровой мельнице // *Электрические контакты и электроды*. Труды ИПМ НАНУ. Серия «Композиционные слоистые и градиентные материалы и покрытия». – Киев, 2014. – С. 75–89. *(Особистий внесок здобувача: вибір параметрів ударного ущільнення зразків, аналіз впливу структури на їх властивості, участь у написанні статті).*

31. Ковальченко М.С., **Лаптев А.В.**, Юрчук Н.А., Свердел В.В. Анализ физико-механических свойств твердого сплава на основе карбида вольфрама, полученного спеканием и горячим прессованием в вакууме. // *Сб. Карбиды и материалы на их основе*, Киев, ИПМ, 1991.– С. 110-117. *(Особистий внесок здобувача: пресування зразків та їх підготовка для випробувань, обробка та аналіз результатів випробування зразків, підготовка рукопису статті).*

Матеріали конференцій

32. **Laptev A. V.** Intercarbide surface is the main obstacle to increase fracture toughness and strength of hardmetals. // *Proc. PM'94, Powder Metallurgy World Congress, Paris, France, 1994.*– vol.1.– P. 103-106.

33. **Laptev A. V.** Influence of porosity on transverse rupture strength and fracture toughness of two-phase alloy. // *Proc.1996 Eur. Conf. on Advances in Hard Materials Production, Stockholm, Sweden, May 27-29, 1996.*– P. 313-320.

34. **Laptev A. V.** Strength and fracture toughness of the WC-16 % Co fine grained cemented carbide obtained under high pressure in solid phase. // *Proc.14-th International Plansee Seminar '97, May 12-16, Austria, 1997.*– vol.2.–P. 665-679.

35. **Laptev A. V.**, Ponomarev S.S., Ochkas L.F. Study of Possibility of Solid Phase Producing Poreless WC-25% Co Hard Metal at High Energy Pressing. // *Proc.EURO PM'99 Conf. On Advances in Hard Materials Production, Turin, Italy, November 8-10,*

1999.– P. 205-212. (*Особистий внесок здобувача: вибір температурного діапазону пресування зразків та їх ударне ущільнення, дослідження та аналіз структури і властивостей зразків, корегування тексту статті*).

36. **Laptev A. V.**, Ochkas L.F. Study of Solid-Phase Consolidation of Ultrafine Grained WC-26% Ni Hardmetal During High-Energy Hot Pressing. // Proc. PM2001, European Congress and Exhibition on Powder Metallurgy, France, Nice 2001.– vol. 1.– P. 187-193. (*Особистий внесок здобувача: вибір температурного діапазону пресування зразків, дослідження структури і властивостей зразків, підготовка статті*).

37. **Laptev A. V.**, Solid – state consolidation of WC-Co hardmetals. Peculiarities and prospects. // Proc. Int. Conference “Science for Materials in the Frontier of Centuries: Advantages and Challenges”, 4-8 Nov., 2002, Kyiv, Ukraine.– vol.2.– P. 491-492.

38. Homenko E.V., Minakova R.V., **Laptev A.V.** Study of the densification process and mechanical properties of Cr-Cu composite, obtained by sintering and pressing. // Proc. PM2004, Powder Metallurgy World Congress & Exhibition, Austria, 17-21 October 2004. - Vol. 5.- P. 577-583. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків, підготовка зразків для механічних випробувань, корегування статті*).

39. **Laptev A.V.** High-energy (impact) vacuum pressing of powders. //Proceeding of 4th Int. Conference "Welding and Powder Metallurgy-2005", Riga, Jurmala, April 28-29, 2005, Latvia. - ISBN 9984-32-179-7 (in Russian) - P. 175-184.

40. Толочин, А. И., **Лаптев А. В.** Преимущества ультрамелкозернистых твердых сплавов WC-Co с высоким содержанием связки. // Матер. 27-й межд. конф. и выставки "Композиционные материалы в промышленности". – Ялта – Киев, 2007.– С. 184-187. (*Особистий внесок здобувача: аналіз впливу структури зразків на їх механічні властивості, участь у підготовці тексту статті*).

41. **Laptev A. V.**, Khomenko E. V., Tolochin A. I., Yevich Ya. I. Influence of Pressing Temperature on the Structure and Properties of the Cu – 50Cr Composite // Proc. EURO PM2008, International Powder Metallurgy Congress and Exhibition, – Mannheim, Germany. – 29th September – 1st October 2008.– vol.1.– P. 51-56. (*Особистий внесок здобувача: вибір температурного діапазону пресування зразків та їх ударне ущільнення, дослідження структури і властивостей зразків, підготовка статті*).

42. Tolochin A. I., **Laptev A. V.** Relationship between hardness and structure of ultra-fine grained WC–Co alloys rich in binder // 17-th Plansee Seminar 2009 – Int. Conf. on High Performance P/M Materials, Reutte, Austria, May 25–29. – 2009. – Vol.2. – HM52A. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів пресування зразків, підготовка зразків для механічних випробувань, корегування тексту статті*).

43. **Лаптев А. В.**, Толочин А. И., Хоменко Е. В. Анализ прочности и пластичности композитов Cu–35Cr и Cu–65Cr, полученных прессованием в твердой фазе // Международная Конференция “Электрические контакты и электроды”, 21–27 сентября, Кацивели, Крым, Украина, 2009. – С.37. (*Особистий внесок здобувача: вибір температурного діапазону пресування зразків та їх ударне ущільнення,*

дослідження та аналіз структури і властивостей зразків, підготовка тез).

44. **Лаптев А.В.**, Толочин А.И., Ковальченко М.С. Ударное спекание в вакууме одно- и многофазных порошковых материалов // Материалы конференции ПМ2012 «Порошковая металлургия: ее сегодня и завтра», Киев, Украина, 27-30 ноября, 2012. – С. 152. (*Особистий внесок здобувача: аналіз особливостей ударного ущільнення і спікання порошків у вакуумі, підготовка тез*).

45. Brynk T., Romelczyk B., **Laptiev A.**, Tolochyn O., Pakiela Z. Fatigue crack growth in Fe mini-samples consolidated by means of impact sintering // 12th International Conference on Fracture and Damage Mechanics (FDM2013), Sardinia, Italy, September 17–19, 2013. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів ударного ущільнення зразків, підготовка зразків для випробування, участь у підготовці тез*).

46. **Лаптев А. В.**, Толочин А. И., Крячко Л. А., Евич Я. И., Головова М. Е. Структура и свойства композита W–50 об.% Cu, полученного из мелкозернистой смеси W–Cu₂O // Международная конференция «Электрические контакты и электроды», Украина, АР Крым, Кацивели, 23–27 сентября, 2013 г. – С.26. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів ударного ущільнення зразків, аналіз впливу структури на властивості зразків, підготовка тез*).

47. Толочин А. И., **Лаптев А. В.**, Хоменко Е. В. Влияние температуры ударного прессования в вакууме на структуру и физико-механические свойства композитов Cu–Cr // Международная конференция «Электрические контакты и электроды», Украина, АР Крым, Кацивели, 23–27 сентября, 2013 г. – С.27. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів ударного ущільнення зразків, аналіз впливу структури на властивості зразків, підготовка тез*).

48. **Anatolii Laptiev**, Oleksandr Tolochyn, Olena Khomenko, Lidia Kryachko. Solid-state impact sintering in vacuum of composites based on copper and silver // 27th International Conference on Electrical Contacts, June 22 – 26, 2014, Dresden, Germany. – P. 457–462. (*Особистий внесок здобувача: вибір параметрів ударного ущільнення зразків, аналіз впливу структури на властивості зразків, підготовка статті*).

49. Barbara Romelczyk, **Anatolii Laptiev**, Oleksandr Tolochyn, Tomasz Brynk, Zbigniew Pakiela. Influence of the impact sintering temperature on the properties of the samples from coarse and fine Fe powders // European Materials Research Society (E-MRS) Fall Meeting and Exhibit, September 15–19, Warsaw, Poland, 2014. (*Особистий внесок здобувача: вибір температурного діапазону пресування зразків та їх ударне ущільнення, дослідження структури і властивостей зразків, підготовка доповіді*).

Список публікацій здобувача, які додатково відображають наукові результати дисертації

50. Патент UA 80215, B22F 3/16, C22C 1/05. Інститут проблем матеріалознавства НАН України, **Лаптев А. В.**, Толочин О. І., Ковальченко М. С. Спосіб одержання твердих сплавів з ультрадисперсною структурою, які містять зв'язуюче. Заявл. 04.04.2006, опубл. 27.08.2007, Бюл. № 13.

Анотація

Лаптев А. В. Особливості консолідації, формування структури та властивостей порошкових матеріалів під дією ударного навантаження в широкому діапазоні температур.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук зі спеціальності 05.16.06 «Порошкова металургія та композиційні матеріали». – Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ, 2023.

Дисертацію присвячено вирішенню важливої науково-технічної проблеми отримання високощільних однофазних та гетерофазних порошкових матеріалів з дрібнозернистою структурою та підвищеними механічними та функціональними властивостями для роботи в умовах дії інтенсивних механічних та електричних навантажень при кімнатній та підвищеній температурах.

Для вирішення зазначеної проблеми використано концепцію про активацію процесу схоплювання між частинками порошку при зниженій температурі за рахунок підведення механічної енергії. При цьому рівень механічної енергії або кінетичної енергії удару повинні забезпечити високий тиск (>1000 МПа), підвищену ступінь деформації частинок ($>40\%$) та високу швидкість деформації ($50-100$ с⁻¹). Розроблено відповідне обладнання та технологія ущільнення у вакуумі порошків під дією ударного навантаження.

Показано, що утворення міцного зв'язку поміж однорідними металевими частинками при їх ударному ущільненні в жорсткій матриці, що триває кілька тисячних часток секунди, відбувається при температурі $0,5-0,55 T_{пл}$, тиску 1200 МПа, пластичної деформації частинок $50-70\%$. При більш високих, ніж $0,55$, гомологічних температурах ударного ущільнення металевих порошків спостерігається інтенсивна рекристалізація у зразках, що проходить за час охолодження зразка, тобто за $10-30$ с. Леговані порошки, наприклад, нержавіючої сталі X17H2, порошки ніхрому X20H80 та інтерметалідної сполуки Ni₃Al можна ущільнити в жорсткій матриці до високощільного стану і забезпечити міцний зв'язок між частинками при гомологічних температурах відповідно $0,8$, $0,85$ та $0,9$. Досліджено ударне ущільнення біметалічних композитів таких, як Ag-Ni, Cu-W, Cu-Cr, яке показало, що високощільні та міцні зразки можна отримати у твердій фазі із збереженням дрібнозернистої структури.

Детальні дослідження ударного ущільнення проведені на традиційних композитах або твердих сплавах WC-Co, а також композитах, що містять карбід вольфраму та різні зв'язки – металеві (Ni, Cu) та інтерметалідну (Ni₃Al). Встановлено, що при ударному ущільненні композитів WC-Co утворення міцного зв'язку поміж карбідом вольфраму та кобальтом відбувається при температурах $1150-1250$ °С. Ущільнення композитів з об'ємним вмістом пластичної фази $25-40\%$ при температурі, коли з'являється рідка фаза, призводить до зменшення ступеня контакту карбідних частинок, збільшення ступеня зміцнення металевої зв'язки і в

результаті до підвищення міцності зразків на вигин. Показано також, що ударне твердофазне ущільнення забезпечує отримання високоміцних композитів на основі карбіду вольфраму і зв'язок з міді (50 об. %) та інтерметаліду Ni_3Al (55 об. %). Розглянуто механізм міцності на вигин композитів на основі карбіду вольфраму та металевих зв'язок.

Запропоновано нове рівняння ущільнення порошків в жорсткій матриці у вигляді залежності тиску від відносної щільності з чотирма константами. Рівняння дозволяє описати процес ущільнення порошків у матриці до гранично можливої щільності з високою точністю.

Ключові слова: Ударне ущільнення, захоплення, термічна активація, механічна активація, щільність, структура, механічні властивості, однофазні порошки, біметалічні композити, метало-карбідні композити.

Аннотация

Лаптев А. В. Особенности консолидации, формирования структуры и свойств порошковых материалов под действием ударной нагрузки в широком диапазоне температур.

Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 05.16.06 «Порошковая металлургия и композиционные материалы». – Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев, 2023.

Диссертация посвящена решению важной научно-технической проблемы получения высокоплотных однофазных и гетерофазных порошковых материалов с мелкозернистой структурой и повышенными механическими и функциональными свойствами для работы в условиях действия интенсивных механических и электрических нагрузок при комнатной и повышенной температурах.

Для решения указанной проблемы использована концепция об активации процесса схватывания между частицами порошка при пониженной температуре за счет подведения механической энергии. При этом уровень механической энергии или кинетической энергии удара должны обеспечить высокое давление (>1000 МПа), повышенную степень деформации частиц ($>40\%$) и высокую скорость деформации ($50-100$ с⁻¹). Разработаны соответствующее оборудование и технология уплотнения в вакууме порошков под действием ударной нагрузки.

Показано, что образование прочной связи между однородными металлическими частицами при их ударном уплотнении в жесткой матрице, длящемся несколько тысячных долей секунды, происходит при температуре $0,5-0,55 T_{пл}$, давлении 1200 МПа, пластической деформации частиц $50-70\%$. При более высоких, чем $0,55$ гомологических температурах ударного уплотнения металлических порошков в образцах наблюдается интенсивная рекристаллизация,

которая проходит за время охлаждения образца, то есть за 10-30 с. Легированные порошки, например, нержавеющей стали X17H2, порошки нихрома X20H80 и интерметаллического соединения Ni_3Al можно уплотнить в жесткой матрице до высокоплотного состояния и обеспечить прочную связь между частицами при гомологических температурах соответственно 0,8, 0,85 и 0,9. Исследовано ударное уплотнение биметаллических композитов таких, как Ag-Ni, Cu-W, Cu-Cr, которое показало, что высокоплотные и прочные образцы можно получить в твердой фазе с сохранением мелкозернистой структуры.

Детальные исследования ударного уплотнения проведены на традиционных композитах или твердых сплавах WC-Co, а также композитах, содержащих карбид вольфрама и различные связки – металлические (Ni, Cu) и интерметаллидную (Ni_3Al). Установлено, что при ударном уплотнении композитов WC-Co образование прочной связи между карбидом вольфрама и кобальтом происходит при температурах 1150-1250 °С. Уплотнение композитов с объемным содержанием пластичной фазы 25-40 % при температуре появления жидкой фазы приводит к уменьшению степени контакта карбидных частиц, увеличению степени упрочнения металлической связки и в итоге к повышению прочности образцов при изгибе. Показано также, что твердофазное ударное уплотнение обеспечивает получение высокопрочных композитов на основе карбида вольфрама и связок из меди (50 об. %) и интерметаллида Ni_3Al (55 об. %) при их уплотнении в твердой фазе. Рассмотрен механизм прочности при изгибе композитов на основе карбида вольфрама и металлических связок.

Предложено новое уравнение уплотнения порошков в жесткой матрице в виде зависимости давления от относительной плотности с четырьмя константами. Уравнение позволяет описать процесс уплотнения порошков в матрице до предельно возможной плотности с высокой точностью.

Ключевые слова: Ударное уплотнение, схватывание, термическая активация, механическая активация, плотность, структура, механические свойства, однофазные порошки, биметаллические композиты, металло-карбидные композиты.

Abstract

Laptiev A. V. *Peculiarities of Consolidation, Formation of the Structure and Properties of Powder Materials under Impact Load in a Wide Temperature Range.*

Thesis for Doctor Degree in Technical Sciences on Specialty 05.16.06 "Powder Metallurgy and Composite Materials" - Frantsevich Institute for Problems of Materials Science National Academy of Science of Ukraine, Kyiv, 2022.

This thesis is devoted to solving an important scientific and technical problem of obtaining high-density single-phase and multiphase powder materials with a non-equilibrium structure and increased mechanical and functional properties for operation under conditions of intense mechanical and electrical loads at room and elevated

temperatures.

To solve this problem, the concept of activating the seizure process between powder particles at a low temperature by supplying of mechanical energy is used. In this case, the level of mechanical energy or the kinetic energy of impact should provide a high pressure (>1000 MPa), an increased degree of particles deformation ($>40\%$) and a high strain rate ($50\text{--}100$ s⁻¹). Appropriate equipment and technology of densification in vacuum of powders under impact load have been developed.

It is shown that the formation of a strong bond between homogeneous metal particles during their impact compaction in a rigid die, lasting several thousandths of a second, occurs at a temperature of $0.5\text{--}0.55 T_m$, a pressure of 1200 MPa, and plastic deformation of particles of 50-70%. At higher than 0.55 homologous temperatures of impact compaction of metal powders in the samples, intensive recrystallization is observed, which passes during the cooling of the sample, that is, in 10-30 s. Alloyed powders, for example, stainless steel Kh17N2, powders of nichrome Kh20N80 and intermetallic compound Ni₃Al can be compacted in a rigid die to a high density state and provide a strong bond between particles at homological temperatures of 0.8, 0.85 and 0.9, respectively. The impact compaction of bimetallic composites such as Ag-Ni, Cu-W, Cu-Cr has been studied, which has shown that high-density and strong samples can be obtained in the solid phase and with maintaining a fine-grained structure.

Detailed studies of impact compaction were carried out on traditional composites or WC-Co hard alloys, as well as composites containing tungsten carbide and various binders - metals (Ni, Cu) and intermetallic (Ni₃Al). It has been established that during impact compaction of WC-Co composites, the formation of a strong bond between tungsten carbide and cobalt occurs at temperatures of 1150-1250 °C. Compaction of composites with a plastic phase content of 25-40 vol.% at the temperature of the appearance of the liquid phase leads to a decrease in the degree of contact of carbide particles, an increase in the degree of hardening of the metal binder and, as a result, an improvement of the strength of the samples at bending. It has also been shown that solid-phase impact compaction ensure obtaining the high strength composites based on tungsten carbide and binders from copper (50 vol.%) and Ni₃Al intermetallic (55 vol.%). The mechanism of bending strength of composites based on tungsten carbide and metal binders is consider.

A new equation of powder densification in a rigid die in the form of dependence of pressure on relative density with four constants is proposed. The equation makes it possible to describe the process of powders compaction in a rigid die to the limit density with high accuracy.

Keywords: Impact compaction, seizure, thermal activation, mechanical activation, density, structure, mechanical properties, single-phase powders, bimetallic composites, metal-carbide composites.