

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

**Харківський національний університет імені В. Н. Каразіна
Навчально-науковий інститут «Фізико-технічний факультет»
кафедра матеріалів реакторобудування та фізичних технологій**

Пояснювальна записка

до кваліфікаційної роботи магістра

на тему: **Дослідження впливу домішок нітриду ванадію на
властивості алмазовмісних композитів**

**Study of the influence of vanadium nitride impurities on the properties of
diamond-containing composites**

Освітня програма «Прикладна фізика»

Виконав: студент 2 курсу навчання за ОПІ магістр

Московкін Микита Вячеславович



Керівник:



к.т.н., доц. Чишкала В.О.

Рецензент:



к.ф.-м.н. Шкуропатенко В.А.

Харків - 2023 р.

Анотація

У цій роботі досліджується вплив нітриду ванадію різних концентрацій на фазоутворення, розмір зерен, твердість і міцність композитних алмазовмісних матеріалів з використанням матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn. Матриця спочатку формується шляхом холодного пресування з подальшою гарячою вакуумною електроконсолідацією. Результати показують, що оптимальна температура електроконсолідації повинна перевищувати 910 °С, температуру фазового переходу заліза, полегшуючи розчинення нітриду ванадію в γ -залізі під час нагрівання та подальше його виділення в об'ємі зерен α -заліза та на межах зерен при охолодженні. Додавання нітриду ванадію до композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn призводить до зменшення розміру зерна матриці, підвищення твердості у 2.2 рази і незначного зниження коефіцієнта тріщиностійкості на 14,2 % при додаванні 10 % VN. Ці результати досягнуті завдяки механізму дисперсійного зміцнення та структурної модифікації, включаючи зменшення середнього розміру частинок матричної фази, утворення нових фаз, таких як Fe_3Ni_2 та $\text{Cu}_3\text{Fe}_{17}$, і виділенню первинної та вторинної фаз нітриду ванадію. Отриманий композитний алмазовмісний матеріал із такою матрицею демонструє високі механічні властивості та більш економічно привабливу структуру, представляє логічну альтернативу матрицям на основі кобальту, відомим своєю високою дефіцитністю, вартістю та екологічними проблемами при його використанні.

Abstract

This study investigates the effect of varying concentrations of vanadium nitride on phase formation, grain size, hardness, and strength of diamond-containing composite materials using a 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn matrix. The matrix is initially formed by cold pressing followed by subsequent hot vacuum electro-consolidation. The results demonstrate that the optimal electro-consolidation temperature should exceed 910°C, the phase transition temperature of iron, facilitating vanadium nitride dissolution into γ -iron upon heating and its subsequent precipitation within the grain volume of α -iron and at grain boundaries upon cooling. Adding vanadium nitride to the 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn composite reduces the matrix grain size, increases hardness by 2.2 times, and marginally decreases the fracture toughness coefficient by 14.2% with the addition of 10% VN. These outcomes are achieved through a mechanism of dispersion strengthening and structural modification, including reducing the average size of matrix phase particles, forming new phases like Fe_3Ni_2 and $\text{Cu}_3\text{Fe}_{17}$, and precipitating primary and secondary vanadium nitride phases. This resultant diamond-containing composite material with such a matrix exhibits high mechanical properties and a more economically attractive structure, providing a logical alternative to cobalt-based matrices known for their high scarcity, cost, and environmental concerns in their usage.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	5
РОЗДІЛ 1. ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД	7
РОЗДІЛ 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА.....	16
2.1. Вихідні матеріали.....	16
2.2. Обладнання.....	17
2.3. Основні результати та дискусії.....	18
РОЗДІЛ 3. ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ВИСНОВКИ.....	27
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	28

ВСТУП

Матеріал матриці є вирішальним елементом у конструюванні метало-алмазного інструменту. Його роль полягає в утриманні алмазних частинок під час роботи інструменту та зношуванні зі швидкістю, відповідною швидкості зношування алмазних частинок, щоб гарантувати оголення нових гострих країв алмазу та підтримувати можливості різання. Основними компонентами матриці в просочених алмазних інструментах для різання, свердління та шліфування природного каменю, бетону та залізобетону є кобальт та його сплави, головним чином завдяки чудовим властивостям утримання з алмазними кристалами та належній стійкості до абразивного зношування. Однак висока і нестабільна ціна на кобальт змусила науковців і технологів шукати альтернативні матеріали. Останнім часом у світі були розроблені та зараз випускаються леговані порошки на основі міді та заліза під торговими назвами Cobalite, Next і Keen. Завдяки дрібному розміру частинок порошки можна консолідувати при температурах нижче 900 °C під помірним тиском, а консолідовані матеріали демонструють значну ударну міцність і довговічність. Незважаючи на відносно низьку вартість сировини, ціна легованих порошоків на 70% перевищує ціну кобальтового порошку. Тому виробники алмазного інструменту постійно шукають нові, менш вартісні рішення, зосереджуючи свою увагу на розробці металевих матричних матеріалів на основі значно дешевших елементних і легованих порошоків, які б забезпечували матеріали з високими механічними та трибологічними властивостями. Останніми роками стала помітна нова тенденція, що складається з безкобальтових, нанокристалічних та дисперсійно зміцнених матричних матеріалів. Звичайні зміцнювачі можуть додаватися у вигляді оксидів, карбідів або їх сумішей. Серед

різних типів армування як SiC, так і ZrO₂ широко використовуються завдяки своїм чудовим властивостям, таким як високий модуль пружності, висока міцність, чудова термічна стійкість, висока стійкість до корозії та доступність. Багато науковців досліджували можливості модифікації матриці Cu–Ni–Fe–Sn такими наночастинками: W, WC, NbC, Al₂O₃, ZrO₂, Si₃N₄ та BN; вони виявили, що алмазні інструменти з диспергованими наночастинками WC і ZrO₂ можуть значно покращити експлуатаційні характеристики інструментів під час різання залізобетону. Тому у роботі була поставлена мета дослідити вплив добавок нітриду ванадію на механічні властивості матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%).

Розділ 1. ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

Створення алмазовмісних композиційних матеріалів (АКМ) на основі металевих матриць із заліза, міді, нікелю та олова (алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn) викликає особливий інтерес для великої кількості функціональних застосувань [1–5]. Так, у роботі [1] зазначається, що мідь не впливає на перетворення алмазу у графіт та його деградацію на відміну від заліза, але залізо частково утворює Fe_3C та при цьому підвищується твердість та сила утримання алмазів у матриці. Нікель не призводить до деградації алмазів та перетворенню у графіт. Хром утворює крихкі карбіди на поверхні алмазу та не сприяє підвищенню експлуатаційних властивостей матриці. У роботі [5] розглядаються результати порівняльного аналізу механічних властивостей спеченого матеріалу, отриманого із суміші порошків елементарного заліза, міді та нікелю, перемелених у кульовому млині протягом 60 годин. Консолідацію порошку проводили гарячим пресуванням у графітній формі. Гаряче пресування проводили протягом 3 хв при $900^{\circ}C$ і тиску 35 МПа. Спечені зразки перевіряли на щільність, пористість, твердість і міцність на розрив. Їх мікроструктуру та поверхні зламу також досліджували за допомогою скануючого електронного мікроскопа (SEM). Дослідження проводилось з метою визначення придатності спеченого матеріалу для виготовлення алмазного інструменту з металом. Важливо було оцінити вплив хімічного складу і мікроструктуру спеченого матеріалу на його механічні властивості, які порівнювали з властивостями звичайного металевого зв'язувального матеріалу, виготовленого з гарячепресованого порошку кобальту. Незважаючи на те, що досліджуваний матеріал демонструє дещо нижчу міцність і пластичність порівняно з кобальтом, його твердість і межа текучості за

зміщенням достатньо високі, щоб відповідати критеріям для менш вимогливих застосувань [5]. Такі АКМ широко використовуються для виготовлення різальних дисків, веревкових пил, свердел та інструментів для шліфування і полірування в кам'яній та гірничодобувній промисловості [6–10]. Так, у роботі [10] було вперше застосовано мікрохвильове гаряче пресове спікання для виготовлення алмазних коронок на основі заліза за низької температури та тиску виготовлення. Зокрема, автори досліджували вплив температури та тиску спікання на мікроструктуру та механічні властивості спечених зразків. Результати показують, що зразки сплаву досягають повного ущільнення та твердості до 35,25 HRC при 820 °C і тиску 15 МПа за час спікання 5 хвилин. Процес еволюції мікроструктури показує, що уточнення мікроструктури поступово збільшується з підвищенням температури. Крім того, температура спікання є основним керуючим фактором, який визначає відносну щільність, твердість і мікроструктуру. Ця робота пропонує нову стратегію спікання металевих порошків у сфері надтвердих інструментів [10].

Невідомою перевагою таких АКМ у порівнянні з АКМ на основі матриць з кобальту є їх пластичність та відмінні різальні властивості, а також низька вартість заліза та його нетоксичність. Інтерес до таких матеріалів також зумовлений можливістю досягнення високих показників міцності та одночасного підтримання високого рівня різальних властивостей [11, 12]. Однак відомо, що вплив високих контактних навантажень [13] та температур [14–16] під час експлуатації призводить до погіршення еластичних властивостей матриці [17, 18], що призводить до зменшення стійкості до зносу АКМ [19–21]. Тому дослідження з покращення стійкості до зносу існуючих АКМ та створення нових АКМ із необхідним набором фізичних та механічних властивостей є особливо актуальним [22–24]. Так у роботі [24] було зазначено:

- кульове подрібнення є економічним засобом, за допомогою якого можна отримувати пластівчасті порошки, що мають шарувату мікроструктуру з дуже тонким проміжком між пластинами;

- досліджувані порошки можуть бути легко консолідовані до практично безпорового стану шляхом 3-хвилинної витримки при 900°C і під помірним тиском 25 МПа;

- кількість аустеніту в досліджуваному сплаві сильно залежить від умов помелу порошку. Найвища об'ємна щільність аустеніту (~77%) зберігається в матеріалі, отриманому з порошку, подрібненого в кульових млинах протягом 8 годин. Помел, продовжений до 30 і 120 годин, призводить до помітного зниження аустеніту до 37% і 27% відповідно;

- залишковий аустеніт є нестабільним і може бути частково перетворений на високовуглецевий мартенсит під час трибологічної деформації.

- мартенситна реакція, викликана деформацією, створює напругу стиску під робочою поверхнею інструменту, що гіпотетично має покращити утримання робочих алмазів.

Слід зазначити, що зараз проводяться лабораторні випробування на знос і випробування робочих характеристик інструменту, щоб визначити, чи субмікронна зерниста матриця на основі заліза є кращою за інші матеріали, які використовуються як матриця в компонентах інструменту, просочених алмазом.

Вакуумне гаряче пресування є перспективним методом, який може покращити властивості алмазних композитів. У випадку використання цього методу рекристалізація під час спікання запобігається або шляхом зниження температури та скорочення тривалості спікання [25, 26], або оптимізацією процесів ущільнення [27]. Так у роботі [25] було встановлено закономірності структуроутворення зразків 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn та 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN, отриманих брикетуванням у

сталевому пресі під тиском 500 МПа з подальшим гарячим вакуумним пресуванням при температурі 1000 °С і тиску 30 МПа протягом 12 хв. встановлено зв'язок структурно-фазових перетворень з характеристиками кінцевої структури. Встановлено наступні переваги сплаву 49,47 Fe – 31,04 Cu – 8,73 Ni – 7,76 Sn – 3 VN у порівнянні зі сплавом 51Fe – 32Cu – 9Ni – 8Sn:

- виявлено ефект подрібнення мікроструктури сплаву 51Fe – 32Cu – 9Ni – 8Sn за рахунок фазових перетворень $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, що відбуваються під час спікання та подальшого охолодження. До складу матриці сплаву входять фази α -Fe, γ -Fe (ферит і аустеніт) і Cu_9NiSn_3 .

- додавання 3% мас. порошку нітриду ванадію до суміші 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з розміром частинок 10–50 мкм дозволяє сформувати нанокристалічну структуру з розміром зерна 20–400 нм і щільними міжзеренними межами. Сплав складається з перенасиченого твердого розчину азоту та ванадію в α -залізі, дисперсних фаз Cu_9NiSn_3 , а також первинної та вторинної дисперсних фаз нітриду ванадію.

- механізм подрібнення структури сплаву 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN у порівнянні зі сплавом 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn полягає в тому, що нітрид ванадію при спіканні розчиняється в α -Fe, а при охолодженні – виділяється як самостійна дисперсна фаза з одночасним подрібненням зерен.

- процес фазових перетворень представлено у вигляді циклу: «первинна суміш порошків з нітридом ванадію в матриці сплаву» \rightarrow «перенасичений азотом твердий розчин» \rightarrow «наноструктура з первинними та вторинними нітридами та твердий розчин азоту та ванадію в залізі».

- результати дослідження наноструктури за рахунок фазових перетворень $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, а також «розчинення–вивільнення» нітриду ванадію

становлять практичний інтерес як метод контролю зміцнення в умовах гарячого вакуумного пресування при виготовленні алмазовмісних композитів та інструментів на їхній базі для каменеобробної промисловості [25]. А у роботі [26] було розглянуто механічні та трибологічні властивості композитів Fe–Cu–Ni–Sn–VN, отриманих шляхом холодного пресування та наступного вакуумного гарячого пресування, змінюються в залежності від температури. При підвищенні температури від 800 до 1000 °C твердість композиту Fe–Cu–Ni–Sn–VN зростає від 3,75 до 5,37 ГПа, а модуль пружності зменшується від 176 до 125 ГПа. Параметри H/E і H^3/E^2 , що описують опір пружним деформаціям і опір пластичним деформаціям, зростають від 0,021 до 0,043 і від 1,70 до 9,91 МПа.

Основним фактором, який покращує механічні властивості композитів, є те, що зерна подрібнюються від 5–50 мкм до 20–400 нм через перетворення $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, коли VN розчиняється в α -Fe.

Подрібнення зерна від 5–50 мкм до 20–400 нм і зазначені вище структурні фактори зменшують силу тертя від 115 до 80 мН і швидкість зношування від $1,93 \cdot 10^{-5}$ до $0,45 \cdot 10^{-5}$ $\text{мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$.

Максимальна сила тертя (~ 125 мН) і швидкість зношування ($\sim 2,46 \cdot 10^{-5}$ $\text{мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$) виявлені для композиту Fe–Cu–Ni–Sn, спеченого при 800°C і підданого обробці додаткового гарячого пресування. Композит характеризується грубозернистою (~ 5 –50 мкм) структурою та мінімальною твердістю ($\sim 2,68$ ГПа), опором пружним деформаціям ($\sim 0,013$) і пластичним ($\sim 0,49$ МПа).

Випробування на зносостійкість у поєднанні з вимірюванням нанотвердості та модуля пружності свідчать, що функціональні можливості розробленого композиту з нанокристалічної матрицею можуть бути суттєво збільшені [26].

Для підвищення якісного рівня механічних властивостей розглянутих АКМ у їх склад вводять добавки сполук перехідних металів у кількостях, порівняно малих з головними компонентами [30, 31]. У огляді публікацій [31] з дослідження структури та властивостей алмазовмісних композитів (алмаз–(WC–Co), алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn), алмаз–(Co–Cu–Sn) та пластини алмазу з твердих сплавів було проаналізовано інструменти для виготовлення нафтових і газових свердловин, каменеобробні інструменти, особливу увагу приділено структуроутворенню перехідної зони алмаз–матриця, механічним та експлуатаційним властивостям композитів. визначено розвиток матеріалознавства алмазовмісних композитів, які використовуються в інструментах для руйнування гірських порід [31]. Як показано в [32, 33], додавання до 2 відсотків вагових CrB₂ до складу матриці композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, спеченого при 800°C з подальшим гарячим пресуванням, підвищує його стійкість до зносу внаслідок зв'язування вуглецю, що з'являється під час графітації алмазних зерен, у вуглецеві карбіди Fe₃C, Cr₃C₂, Cr₇C₃ та Cr_{1.65} C_{0.35} B_{0.95}. Як було виявлено в [34], твердість та модуль пружності композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, спеченого при 800°C з подальшим гарячим пресуванням, зростає із збільшенням концентрації CrB₂ (від 0 до 8 відс.%). У той же час коефіцієнт тертя та швидкість зносу зменшуються із збільшенням концентрації CrB₂ до 2% і потім збільшуються із подальшим збільшенням концентрації CrB₂ [35]. Як було виявлено в [36], додавання CeO₂, LaO₃, Y₂O₃ та V₂O₅ до складу АКМ на основі матриці з заліза, спеченої гарячим пресуванням при температурі 700°C, допомагає покращити утримування алмазів та збільшити стійкість до зносу композиту. Як показано в [37], проблему зміцнення та покращення механічних властивостей АКМ, спечених гарячим пресуванням на матриці Fe–Cu–Ni–Sn при 900°C та 25 МПа, можна вирішити за

допомогою введення добавок порошків Al_2O_3 та Al_14C_3 . В роботі [38] вивчено вплив додавання мікропорошків SiC , Al_2O_3 та ZnO_2 на твердість та стійкість до зносу АКМ на основі матриць $Fe-Mn-Cu-Sn$, приготовлених методом іскрового плазмового спікання (SPS). Показано перспективи використання цих АКМ для розробки високопродуктивних алмазних інструментів. Найкращі показники механічних властивостей досягалися при обробці за температури $840^\circ C$ та тиску 25 МПа.

Нітрид ванадію VN є перспективним для використання як зміцнюючої фази АКМ на основі матриці $Fe-Cu-Ni-Sn$ [25]. Нітрид ванадію має меншу температуру розчинення в $\gamma-Fe$ порівняно із карбідами, боридами, силіцидами та іншими сполуками перехідних металів. Крім того, нітрид ванадію має менший параметр кристалічної решітки порівняно із іншими сполуками перехідних металів, що забезпечує мінімальне розширення при інтерфейсі нітрид-матриця [39]. Ці два фактори сприяють досягненню більшого ефекту зміцнення та підвищення стійкості до зносу композиту $49.47Fe-31.04Cu-8.73Ni-7.76Sn-3VN$, який формується холодним пресуванням і наступним вакуумним гарячим пресуванням при $1000^\circ C$ під тиском 30 МПа, порівняно з композитом $51Fe-32Cu-9Ni-8Sn$, сформованим за тих же умов [40]. Механізм покращення властивостей композиту $49.47Fe-31.04Cu-8.73Ni-7.76Sn-3VN$ полягає в тому, що VN розчиняється в $\gamma-Fe$ під час спікання і виділяється у вигляді фази з дрібнозернистою структурою під час охолодження [26, 41, 42]. Як також відзначено в [43–45], зменшення розміру зерна в композитах інших систем під час спікання допомагає підвищити їхні механічні та експлуатаційні властивості. Так, у роботі [44] об'ємні наноккомпозити $Al - 4\%$ ваг. Al_2O_3 були отримані шляхом консолідації наноккомпозитних порошків за допомогою мікрохвильового спікання без тиску, гарячого пресування

за допомогою мікрохвиль та традиційних методів гарячого пресування. Мікроструктурні спостереження показали, що спікання гарячим пресом за допомогою мікрохвиль при різних температурах спікання 400°C і 500°C призвело до більшого ущільнення та меншого розміру зерна для нанокompозиту Al - Al₂O₃ порівняно зі звичайним гарячим пресуванням. Крім того, застосування тиску в процесі звичайного спікання призвело до значного ущільнення та зростання зерен. Механічні властивості, отримані в результаті випробувань на мікротвердість і наноіндентування, також порівнювали між зразками, обробленими трьома методами. Було виявлено, що зразок гарячого пресування за допомогою мікрохвильової печі демонструє більш високу твердість і модуль пружності порівняно зі зразками, спеченими мікрохвильовою піччю та звичайним гарячим пресуванням. Поліпшення механічних властивостей можна пояснити меншою пористістю гарячого пресованого зразка за допомогою мікрохвиль [44].

Тим не менше, практично немає опублікованих даних щодо формування фаз та механічних та експлуатаційних властивостей розглянутих композитів із різним вмістом добавки VN. Багатоекспериментальні дані підтверджують, що зразки таких композитів, які відрізняються складом та технологічними режимами виготовлення, показують значні відмінності в фізичних і механічних властивостях. Зміна концентрації добавки часто призводить до змін важливих характеристик композитних матеріалів, таких як твердість, модуль упругості, міцність на розрив, пластичність, коефіцієнт тертя, стійкість до зносу та інше. Властивості (співвідношення характеристик) композиту (Fe–Ni–Cu–Sn–VN) можна доволно контролювати за рахунок змінності його складу та структури. Зміна цих факторів дозволяє керувати співвідношенням твердості, міцності на розрив та стійкості до

зносу.

Таким чином, мета цього дослідження полягала в вивченні впливу додавання порошку VN у концентраціях від 0 до 10% до алмазовмісних матеріалів, які формуються за допомогою холодного пресування та наступного вакуумного гарячого пресування на фазоутворення, твердість та тріщиностійкість матеріалу матриці на основі композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn.

Для досягнення цієї мети необхідно вирішити наступні завдання:

- визначити оптимальну температуру електроконсолідації АКМ;
- дослідити вплив домішок нітриду ванадію на структуру та механічні властивості матриці АКМ;
- визначити оптимальні склади матриці Fe–Ni–Cu–Sn–VN для виготовлення алмазовмісних інструментів для каменеобробки

Розділ 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

2.1 Вихідні матеріали

Залізний порошок ПЖ1М2, мідний порошок ПМС-1, нікелевий порошок ПНЕ, олов'яний порошок ПО-1 (ДП "Завод порошкової металургії", Запоріжжя, Україна) та ванадієвий нітрид (CASRN 24646-85-3, ОНУХ-МЕТ, Польща) використовувалися для спікання зразків композиту. Середні розміри частинок були наступними: $d \approx 25 \pm 10$ мкм для залізного порошку, $d \approx 20 \pm 9$ мкм для мідного порошку, $d \approx 15 \pm 8$ мкм для нікелевого порошку, $d \approx 15 \pm 8$ мкм для олов'яного порошку та $d \approx 0.5 \pm 0.1$ мкм для VN. Склад вихідних сумішей та зразків композитів наведено в таблиці 1.

Таблиця 1. Склад вихідних сумішей та спіканих зразків композитів (відсотковий вміст)

Зразок	Fe	Cu	Ni	Sn	VN
1	51	32	9	8	–
2	50.745	31.84	8.955	7.96	0.5
3	50.49	31.68	8.91	7.92	1
4	50.235	31.52	8.865	7.88	1.5
5	49.98	31.36	8.82	7.84	2

6	48.96	30.72	8.64	7.68	4
7	47.94	30.08	8.46	7.52	6
8	46.92	29.44	8.28	7.36	8
9	45.9	28.8	8.1	7.2	10

Порошки були сухо змішані в мішалці зі зсунутою віссю обертання протягом 8 годин. Підготовлені суміші були пресовані за допомогою гідравлічного пресу у вигляді брикетів у виготовлених з термостійких сплавів формах при кімнатній температурі під тиском 500 МПа. Брикети були консолідовані в графітових пресформах методом вакуумного гарячого пресування в діапазоні температур від 20 до 1000°C під тиском 30 МПа протягом 5 хв [46]. Після спікання зразки були прошліфовані для отримання циліндрів діаметром 10 мм і товщиною 5 мм. Перед проведенням мікроструктурних та механічних випробувань поверхні спіканих зразків полірувалися за допомогою алмазної пасти з частинками розміром 1 мкм та колоїдного розчину частинок діоксиду кремнію розміром 0,04 мкм для отримання дзеркальної поверхні.

2.2 Обладнання

Кристалічну структуру та фазовий склад спечених зразків композитних матеріалів досліджено за допомогою рентгенівської дифрактометрії (XRD) за використанням дифрактометра DRON-4 із джерелом випромінювання $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda_{\text{Cu}} = 0,1542$ нм). Кристалічні фази у зразках ідентифікувалися за методом рентгенівської дифрактометрії.

Для визначення твердості Віккерса та візуалізації відбитків від індентора під навантаженням 25 Н, а також для вимірювання довжин радіальних тріщин, використовувався мікротвердістемір Falcon 500 (Innovates, Нідерланди), обладнаний цифровим мікроскопом з п'ятьма мегапіксельним детектором. Для розрахунку мікротвердості та тріщиностійкості мікротвердістемір Falcon 500 був обладнаний програмним пакетом Impressions, який дозволяв визначати механічні характеристики в напівавтоматичному режимі.

Мікротвердість визначалася за формулою:

$$H_V = 463.6 \frac{F}{d_{mean}};$$

де F - навантаження на інденторі в Н, а $d_{mean} = (d1 + d2)/4$ - половина середньої довжини діагоналі відбитку в мікрометрах.

Коефіцієнт тріщиностійкості K_{Ic} композиту визначався згідно з [47] за наступним виразом:

де Φ - фактор обмеження (~ 3), H - твердість Віккерса, $C = (C1 + C2)/2$ - середня довжина радіальних тріщин, виміряна від центру відбитку, а $k = 3.2$. Значення фактора k визначалося емпірично за допомогою значень K_{Ic} , виміряних стандартними методами в макроскопічних зразках.

Враховуючи залежність для твердості Віккерса та формулу, введenu Евансом і Чарльзом, кінцева формула для визначення тріщиностійкості має вигляд:

$$K_{Ic} = 7.42 \times 10^{-2} \frac{F}{C^{1.5}}$$

2.3 Основні результати та дискусії

Морфологію вихідних порошків заліза, міді, нікелю та олова, а також початкових сумішей для спікання зразків композитних матеріалів досліджено за допомогою оптичного мікроскопу. На поверхні алмазних зерен відсутні дефекти (тріщини та відриви), що свідчить про їхню якість. Частки порошку заліза з середнім розміром 25 мкм мають неправильну форму. Також спостерігаються більші частки заліза, утворені злипанням менших часток агломератів. Частки порошку міді розміром 20 мкм мають менш щільну та тоншу просторову дендритну структуру з вираженими гілками, що зменшує відносну об'ємну щільність і заважає їхньому щільному упаковуванню в суміші порошків. Частки порошку нікелю з середнім розміром 15 мкм мають округлу форму і дуже щільну структуру, що призводить до високої об'ємної щільності, подібно до порошків заліза. Частки порошку олова з середнім розміром 15 мкм мають округлу форму, хоча є також витягнуті частки. На їхній поверхні спостерігалися потоки металу та дрібні частки (супутники). Округла форма частинок добре сприяє їхньому щільному упаковуванню в оптових порошках. Згідно з [25], частки порошку нітриду ванадію мають наступну структуру, а саме: VN (кубічний) із параметром кристалічної решітки $a = 0,4136$ нм та VO₂ (гексагональний) із параметрами кристалічної решітки $a = 0,5743$ нм, $b = 0,4517$ нм та $c = 0,5375$ нм, що відповідає даним бази даних ICPDS–ASTM [49]. Розмір часток порошку VN знаходиться в діапазоні від 0,1 до 0,7 мкм (середній розмір $\sim 0,5$ мкм). Спостерігався відносно рівномірний розподіл компонентів в початкових сумішах, що важливо для подальшого спікання композитних зразків.

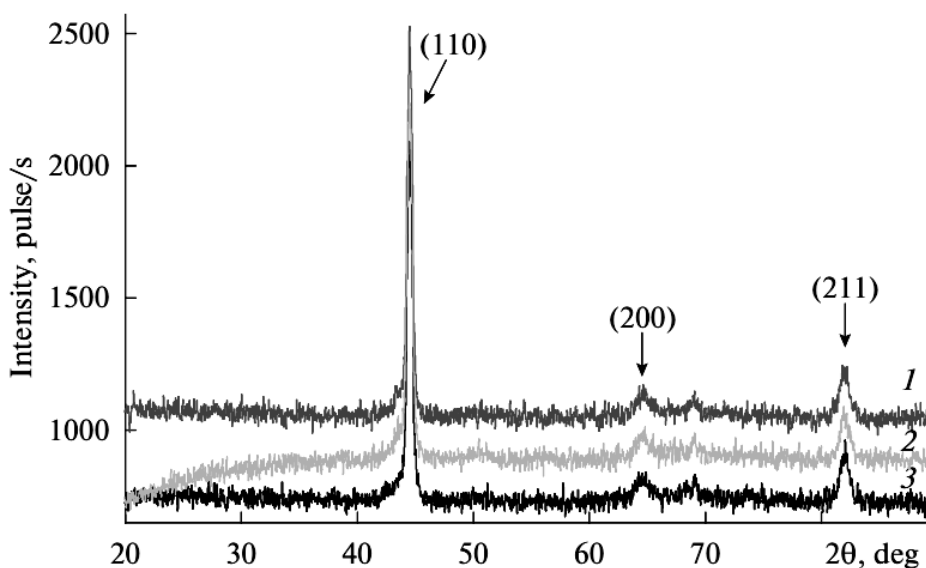


Рис. 1. Дифракційні зразки рентгенівського випромінювання матеріалів матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з різним вмістом VN (зразки 1–3). Для кращого сприйняття, дифракційні зразки на цьому і наступних рисунках зсунуті у вертикальному напрямку.

На рисунку 1 показані дифракційні зразки рентгенівського випромінювання матеріалу матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, сформованого методом холодного пресування з наступним вакуумним гарячим пресуванням із різним вмістом додатків VN. Як видно з рисунку 1, в дифрактограмах рентгенівського випромінювання вивчених зразків 1–3 зафіксовано той самий набір відбитків (110), (200) та (211) кубічної фази — параметр кристалічної решітки якої $a = 0,28741$ нм. Інтенсивність піку дифракції (110), (200) та (211) зменшується у решітці зразків 1 та 2. Це свідчить про менший коефіцієнт кристалічності у цих зразках порівняно з зразком 3. Слід відзначити, що фази Fe, Fe₃Ni₂, Cu₃Fe₁₇ та деякі інші мають схожі параметри кристалічної решітки. Дані рентгенівської дифракції не можуть точно визначити, які саме фази присутні в цих

зразках. Проте, якщо врахувати хімічний склад зразків 1–3, можливо, Fe, Fe₃Ni₂ та Cu₃Fe₁₇ можуть бути присутні в їхньому складі.

У зразку 4 (рисунок 2) є виражений пік при 53,40 градуса та інші піки кубічної фази Cu із параметром $a = 0,36078$ нм та фази FeNi₃ із параметром $a = 0,35523$ нм. Позиції піків дифракції в зразках 5–7 зсунуті (рисунок 3), що може бути пов'язано з деформаціями фаз, які присутні в зразках 1–3, та міддю чи появою нових фаз з різними стехіометріями та новими параметрами решітки.

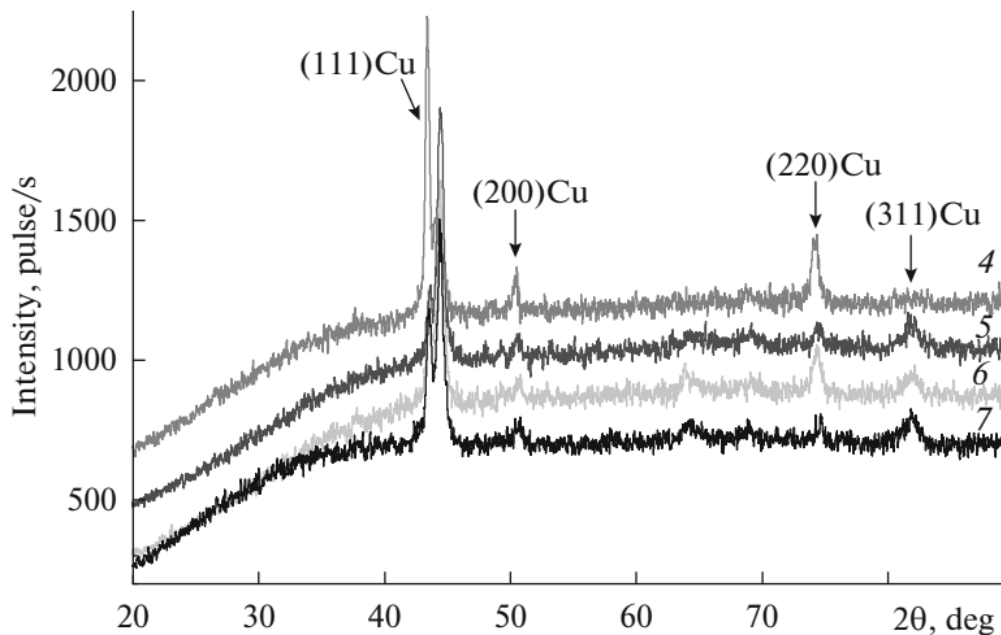


Рис. 2. Дифракційні зразки рентгенівського випромінювання матеріалу матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з різним вмістом VN (зразки 4–7)

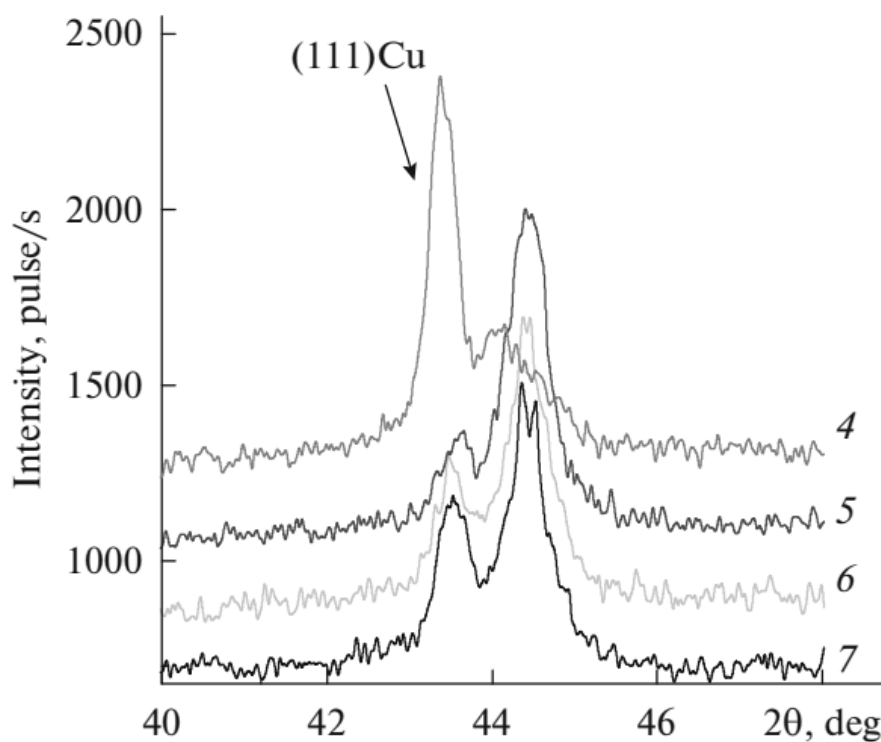


Рис. 3. Дифракційні зразки рентгенівського випромінювання матеріалу $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ з різним вмістом V (зразки 4–7) в області відображення Cu (111)

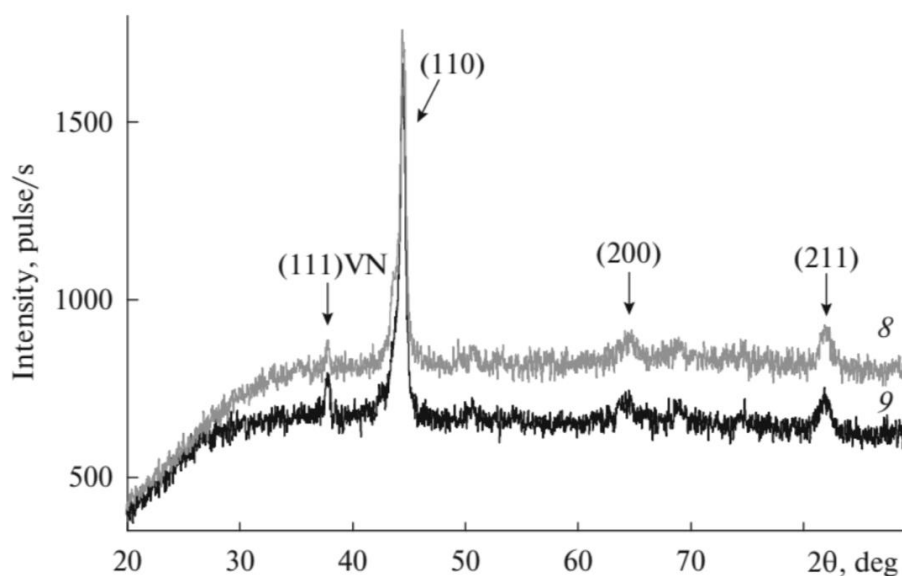


Рис. 4. Діаграми рентгенівської дифракції матеріалів матриці $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ з різним вмістом V (зразки 8 та 9).

Таким чином, дифракційні піки в рентгенівських дифрактограмах зразків 8 та 9 вказують на зменшення розміру кристалітів порівняно із зразками 1–7.

В результаті спостерігається збільшення параметра кристалічних решіток від $a = 0,28741$ нм у зразках 4–9, які містять добавки нітриду ванадію в концентраціях від 1,5 до 10%, до $a = 0,4124$ нм у зразках 1–3, які містять добавки нітриду ванадію в менших кількостях (від 0 до 1%). Це може бути спричинене деформацією фаз, які присутні у зразках 1–3, та міддю або утворенням нових фаз із різною стехіометрією та новими параметрами решітки. В той же час нітрид ванадію частково розчиняється в γ -Fe при температурі більшій за 910 °C під час спікання зразків 4–9 та виділяється як незалежна фаза під час охолодження [25]. Все це може впливати на фізико-механічні властивості спечених композитів.

Помітне збільшення твердості, виміряної методом індентування під пірамідою Віккерса, в спечених композитних матеріалах 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn виявлено при збільшенні концентрації нітриду ванадію. Вплив вмісту VN на середні значення вимірюваної твердості спечених зразків композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn та на розрахований критичний коефіцієнт опору тріщинам (крутість тріщин) показано на рис. 5. Як видно з кривої 1 (рис. 5а), залежність $H(C_{vn})$ має два характерні сегменти, які відрізняються нахилом. В діапазоні $0 < C_{vn} < 2\%$ твердість швидко збільшується (від 3,86 до 5,26 ГПа). Другий сегмент ($C_{vn} > 2\%$) характеризується більш повільним збільшенням твердості. Таким чином, твердість у випадку $C_{vn} = 10\%$ зростає до 8,58 ГПа. В результаті виявлено, що залежність $H(C_{vn})$ має максимум при $C_{vn} = 10\%$. Слід відзначити, що нітрид ванадію діє як зміцнююча добавка у композиті 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn і має позитивний вплив на його структуру

(спричиняє фрагментацію структури) [25] та механічні властивості (збільшує твердість та зносостійкість) [41]. Вплив добавки CrB₂ у кількості 2% та технологічних режимів гарячого пресування на міцнісні характеристики матеріалу матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn АКМ досліджено в [33]. Встановлено, що добавка 2% CrB₂ до складу композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn збільшує його мікротвердість від 2,93 до 4,12 ГПа. Порівняння отриманих результатів із опублікованими даними [33] свідчить про перспективний потенціал розроблених композитів для використання в інструментах для різання каменю для різних технологічних цілей.

Навпаки, вивчення вмісту нітриду ванадію у складі композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn показало невелике зменшення коефіцієнту тріщиностійкості K_{Ic} . Максимальне значення, рівне $K_{Ic} = 5,35 \text{ МПа м}^{0,5}$, було зафіксовано в зразку 1 з нульною концентрацією нітриду ванадію. Тим часом матеріал матриці майже не руйнується в околиці відбитку (тріщини майже невидимі). Як виявлено при мікроіндентуванні зразка 2 ($C_{Vn} = 0,5\%$), тріщиностійкість зменшилася до $K_{Ic} = 5,16 \text{ МПа м}^{0,5}$, і в матриці біля відбитку було помічено тріщини трохи більші, ніж у зразку 1. Подальше збільшення вмісту VN у складі композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn призводить до подальшого незначного зменшення коефіцієнту тріщиностійкості. Цей факт є нетривіальним і важливим, оскільки структурні зміни в матеріалі зазвичай впливають на твердість та крутість тріщин різними шляхами. Рисунки 5b–5d показують, як приклад, мікрофотографії відбитків під пірамідою Віккерса, сформованих у зразках 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з концентраціями нітриду ванадію 0,4 і 10 % (зразки 1, 6 та 9, відповідно). Поява виражених радіальних тріщин в околиці відбитків під пірамідою Віккерса у зразках 6 та 9 (див. рис. 5c та 5d) порівняно із зразком 1 (див. рис. 5b) свідчить про певну вразливість матеріалу, що містить добавку VN у кількості

10%.

Таким чином, експериментально підтверджено, що використання мікропорошку ванадієвого нітриду для виробництва композитних алмазовмісних матеріалів на основі металевих матриць із високими механічними властивостями за допомогою холодного пресування та подальшого вакуумного гарячого пресування є перспективним для виробництва високоефективних інструментів, які використовуються в промисловості обробки каменю. Водночас необхідно строго дотримуватися оптимального співвідношення компонентів, оскільки перевищення порогового значення концентрації VN призводить до певного зниження тріщиностійкості та може зменшити зносостійкість композиту.

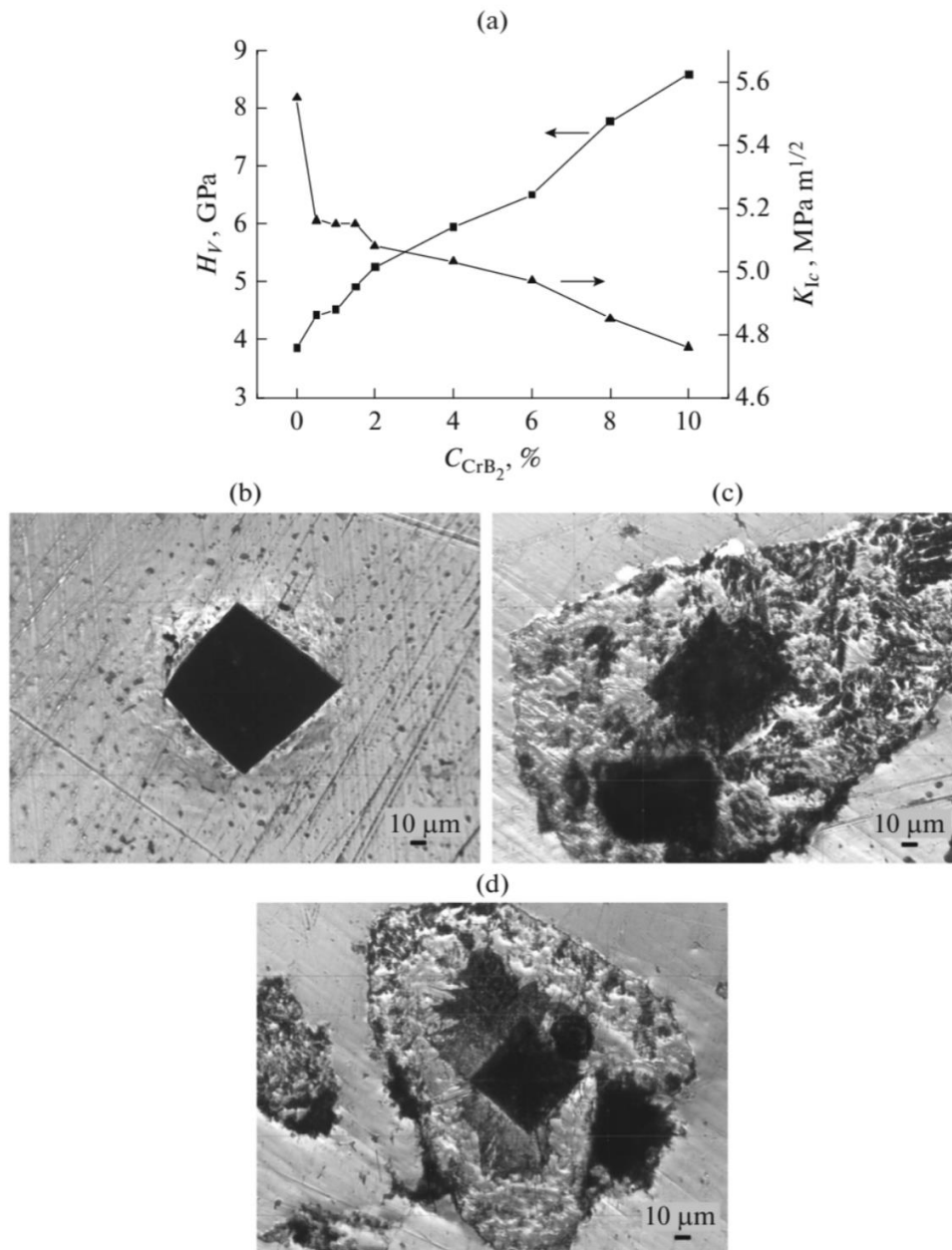


Рис. 5 (а) Залежності твердості та тріщиностійкості зразків сплаву $51Fe-32Cu-9Ni-8Sn$ від концентрації VN , та мікрофотографії відбитків від індентора, сформованих в зразках $51Fe-32Cu-9Ni-8Sn$ з концентрацією ванадієвого нітриду CVN в (б) 0, (в) 4 та (г) 10 ваг. %

РОЗДІЛ 3. ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ВИСНОВКИ

Додавання ванадієвого нітриду впливає на фазоутворення та механічні властивості зразків на основі композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, сформованого методом холодного пресування та подальшого вакуумного гарячого пресування. Характер впливу та ефективність добавки залежать від концентрації VN.

Консолідовані зразки композитів 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn із вмістом VN в діапазоні від 0 до 1% (зразки 1–3) складаються з Cu, Fe, Fe₃Ni₂ та Cu₃Fe₁₇ структурних фаз. Спостерігається збільшення параметра кристалічної решітки a від 0,28741 нм до 0,4124 нм у зразках 4–9. Це може бути викликано деформаціями фаз, які присутні у зразках 1–3 та Cu і Sn, або виникненням нових фаз із різною стехіометрією та новими параметрами кристалічної решітки. Крім того, присутня додаткова фаза VN із параметром кристалічної решітки $a = 0,4124$ нм.

Додавання 10% ванадієвого нітриду до складу композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn призводить до суттєвого збільшення мікротвердості Віккерса при навантаженні 25 Н (від 3,86 до 8,58 ГПа) з невеликим зниженням тріщиностійкості (від 5,55 до 4,76 МПа·м^{1/2}).

Немонотонні залежності міцності вивчених композитів від вмісту VN спричинені складною комбінацією дисперсійного механізму зміцнення та модифікації структури і фазового складу композитів

Синтез композитних матеріалів Fe–Cu–Ni–Sn–VN із підвищеними фізичними та механічними властивостями є важливим для розробки інструментів для різних технологічних цілей, підвищення їхньої надійності та покращення продуктивності.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Tillmann, W., Ferreira, M., Steffen, A., Rüster, K., Möller, J., Bieder, S., Paulus, M., and Tolan, M., Carbon reactivity of binder metals in diamond-metal composites—characterization by scanning electron microscopy and X-ray diffraction, *Diamond Relat. Mater.*, 2013, vol. 38, pp. 118–123.
2. Li, M., Sun, Y., Meng, Q., Wu, H., Gao, K., and Liu, B., Fabrication of Fe-based diamond composites by pressureless infiltration, *Materials*, 2016, vol. 9, no. 12, p. 1006.
3. Gevorkyan, E., Mechnik, V., Bondarenko, N., Vovk, R., Lytovchenko, S., Chishkala, V., and Melnik, O., Peculiarities of obtaining diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) composite materials by hot pressing, *Funct. Mater.*, 2017, vol. 24, no. 1, pp. 31–45.
4. Hou, M., Guo, S., Yang, L., Gao, J., Peng, J., Hu, T., Wang, L., and Ye, X., Fabrication of Fe–Cu matrix diamond composite by microwave hot pressing sintering, *Powder Technol.*, 2018, vol. 338, pp. 36–43.
5. Borowiecka-Jamrozek, J.M., Konstany, J., and Lachowski, J., The application of a ball-milled Fe–Cu–Ni powder mixture to fabricate sintered diamond tools, *Arch. Foundry Eng.*, 2018, vol. 18, no. 1, pp. 5–8.
6. Tönshoff, H.K., Hillmann-Apmann, H., and Asche, J., Diamond tools in stone and civil engineering industry: Cutting principles, wear and applications, *Diamond Relat. Mater.*, 2002, vol. 11, nos. 3–6, pp. 736–741.
7. Dormishi, A., Ataei, M., Mikaeil, R., Khalokakaei, R., and Haghshenas, S.S., Evaluation of gang saws' performance in the carbonate rock cutting process using feasibility of intelligent approaches, *Eng. Sci. Technol. Int. J.*, 2019, vol. 22, no. 3, pp. 990–1000.

8. Borowiecka-Jamrozek, J., Konstanty, J., and Lachowski, J., The application of a ball-milled Fe–Cu–Ni powder mixture to fabricate sintered diamond tools, *Arch. Foundry Eng.*, 2018, vol. 18, pp. 5–8.
9. Konstanty, J., Romański, A., Baczek, E., and Tyrala, D., New wear resistant iron-base matrix materials for the fabrication of sintered diamond tools, *Arch. Metall. Mater.*, 2015, vol. 60, pp. 633–637.
10. Hou, M., Wang, L., Guo, S., Yang, L., Gao, J., Hu, T., and Ye, X., Fabrication of FeCu matrixed diamond tool bits using microwave hot-press sintering, *J. Sci. Eng.*, 2019, vol. 44, pp. 6277–6284.
11. Mechnyk, V.A., Diamond–Fe–Cu–Ni–Sn composite materials with predictable stable characteristics, *Mater. Sci.*, 2013, vol. 48, no. 5, pp. 591–600.
12. Mechnik, V.A., Production of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) composites with high wear resistance, *Powder Metall. Met. Ceram.*, 2014, vol. 52, nos. 9–10, pp. 577–587.
13. Aleksandrov, V.A., Akekseenko, N.A., and Mechnik, V.A., Study of force and energy parameters in cutting granite with diamond disc saws, *Sov. J. Superhard Mater.*, 1984, vol. 6, no. 6, pp. 46–52.
14. Dutka, V.A., Kolodnitskij, V.M., Zabolotnyj, S.D., Sveshnikov, I.A., and Lukash, V.A., Simulation of the temperature level in rock destruction elements of drilling bits, *Sverkhtverd. Mater.*, 2004, vol. 26, no. 2, pp. 66–73.
15. Dutka, V.A., Kolodnitskij, V.M., Mel’nichuk, O.V., and Zabolotnyj, S.D., Mathematical model for thermal processes occurring in the interaction between rock destruction elements of drilling bits and rock mass, *Sverkhtverd. Mater.*, 2005, vol. 27, no. 1, pp. 67–77.
16. Sveshnikov, I.A. and Kolodnitsky, V.N., Optimization of the hard alloy cutter arrangement in the drilling bit body, *Sverkhtverd. Mater.*, 2006, vol. 28, no. 4, pp. 70–75.
17. Zhukovskij, A.N., Majstrenko, A.L., Mechnik, V.A., and Bondarenko, N.A., The stress-strain state of the bonding around the diamond grain exposed to

- normal and tangent loading components. Part 1. Model, *Trenie Iznos*, 2002, vol. 23, no. 2, pp. 146–153.
18. Zhukovskij, A.N., Majstrenko, A.L., Mechnik, V.A., and Bondarenko, N.A., Stress-strain state of the matrix around the diamond grain exposed to the normal and tangent loading components. Part 2. Analysis, *Trenie Iznos*, 2002, vol. 23, no. 4, pp. 393–396.
19. Aleksandrov, V.A. and Mechnik, V.A., Effect of heat conduction of diamonds and heat-exchange coefficient on contact temperature and wear of cutting disks, *Trenie Iznos*, 1993, vol. 14, no. 6, pp. 1115–1117.
20. Aleksandrov, V.A., Zhukovsky, A.N., and Mechnik, V.A., Temperature field and wear of inhomogeneous diamond wheel at convective heat exchange, *Trenie Iznos*, 1994, vol. 15, no. 1, pp. 27–35.
21. Aleksandrov, V.A., Zhukovskij, A.N., and Mechnik, V.A., Temperature field and wear of heterogeneous diamond wheel under conditions of convectioal heat transfer. Part 2, *Trenie Iznos*, 1994, vol. 15, no. 2, pp. 196–201.
22. Borowiecka-Jamrozek, J., Microstructure and mechanical properties a new iron-base material used for the fabrication of sintered diamond tools, *Adv. Mater. Res.*, 2014, vol. 1052, pp. 520–523.
23. Borowiecka-Jamrozek, J. and Lachowski, J., Properties of sinters produced from commercially available powder mixtures, *Arch. Foundry Eng.*, 2016, vol. 16, no. 4, pp. 37–40.
24. Konstanty, J. and Romanski, A., New nanocrystalline matrix materials for sintered diamond tools, *Mater. Sci. Appl.*, 2012, vol. 3, pp. 779–783.
25. Mechnik, V.A., Bondarenko, N.A., Dub, S.N., Kolodnitskyi, V.M., Nesterenko, Yu.V., Kuzin, N.O., Zakiev, I.M., and Gevorkyan, E.S., A study of microstructure of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN metal matrix for diamond containing composites, *Mater. Charact.*, 2018, vol. 146, pp. 209–216.
26. Mechnik, V.A., Bondarenko, N.A., Kolodnitskyi, V.M., Zakiev, V.I., Zakiev, I.M., Ignatovich, S.R., Dub, S.N., and Kuzin, N.O., Effect of vacuum hot

- pressing temperature on the mechanical and tribological properties of the Fe–Cu–Ni–Sn–VN composites, *Powder Metall. Met. Ceram.*, 2020, vol. 58, nos. 11–12, pp. 679–691.
27. Bondarenko, M.O., Mechnik, V.A., and Suprun, M.V., Shrinkage and shrinkage rate behavior in Cdiamond–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ system during hot pressing of pressureless-sintered compacts, *J. Superhard Mater.*, 2009, vol. 31, no. 4, pp. 232–240.
28. Franca, L.F.P., Mostofi, M., and Richard, T., Interface laws for impregnated diamond tools for a given state of wear, *Int. J. Rock Mech. Mining Sci.*, 2015, vol. 73, pp. 184–193.
29. Jialiang, W., Shaohe, Z., and Fenfei, P., Influence mechanism of hard brittle grits on the drilling performance of diamond bit, *J. Annales de Chimie-Science des Materiaux*, 2018, vol. 42, no. 2, pp. 209–220.
30. Bondarenko, N.A., Zhukovsky, A.N., and Mechnik, V.A., Analysis of the basic theories of sintering of materials. 1. Sintering under isothermal and nonisothermal conditions (a review), *Sverkhtverd. Mater.*, 2006, vol. 28, no. 6, pp. 3–17.
31. Kolodnits'kyi, V.M. and Bagirov, O.E., On the structure formation of diamond containing composites used in drilling and stone working tools (A review), *J. Superhard Mater.*, 2017, vol. 39, no. 1, pp. 1–17.
32. Mechnyk, V.A., Regularities of structure formation in diamond–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ systems, *Mater. Sci.*, 2013, vol. 49, no. 1, pp. 93–101.
33. Mechnik, V.A., Effect of hot recompaction parameters on the structure and properties of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂) composites, *Powder Metall. Met. Ceram.*, 2014, vol. 52, nos. 11–12, pp. 709–721.
34. Mechnik, V.A., Bondarenko, N.A., Kolodnitskyi, V.M., Zakiev, V.I., Zakiev, I.M., Ignatovich, S.R., and Yutskevych, S.S., Mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn materials with different amounts of CrB₂ used as

- matrices for diamond-containing composites, *J. Superhard Mater.*, 2020, vol. 42, no. 4, pp. 251–263.
35. Mechnik, V.A., Bondarenko, N.A., Kolodnitskyi, V.M., Zakiev, V.I., Zakiev, I.M., Gevorkyan, E.S., Chishkala, V.A., and Kuzin, N.O., Effect of CrB₂ on the microstructure, properties, and wear resistance of sintered composite and the diamond retention in Fe–Cu–Ni–Sn matrix, *J. Superhard Mater.*, 2021, vol. 43, no. 3, pp. 175–190.
36. Han, P., Xiao, F.R., Zou, W.J., and Liao, B., Effect of different oxides addition on the thermal expansion coefficients and residual stresses of Fe-based diamond composites, *Ceram. Int.*, 2014, vol. 40, no. 3, pp. 5007–5013.
37. Tyrala, D., Romanski, A., and Konstanty, J., The effects of powder composition on microstructure and properties of hot-pressed matrix materials for sintered diamond tools, *J. Mater. Eng. Perform.*, 2020, vol. 29, pp. 1467–1472.
38. Cygan-Baczek, E., Wyzga, P., Cygan, S., Balaand, P., and Romanski, A., Improvement in hardness and wear behaviour of iron-based Mn–Cu–Sn matrix for sintered diamond tools by dispersion strengthening, *Materials*, 2021, vol. 14., p. 1774.
39. Eissa, M., El-Fawakhry, K., Ahmed, M.H., and El-Zommor, M., Development of superior high strength low impact transition temperature steels microalloyed with vanadium and nitrogen, *J. Mater. Sci. Technol.*, 1997, no. 5, pp. 3–19.
40. Mechnik, V.A., Bondarenko, N.A., Kolodnitskyi, V.M., Zakiev, V.I., Zakiev, I.M., Storchak, M., Dub, S.N., and Kuzin, N.O., Physico-mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocomposites obtained by powder metallurgy methods, *Tribol. Ind.*, 2019, vol. 41, no. 2, pp. 188–198.
41. Mechnik, V.A., Bondarenko, N.A., Kolodnitskyi, V.M., Zakiev, V.I., Zakiev, I.M., Ignatovich, S.R., Dub, S.N., and Kuzin, N.O., Formation of Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocrystalline matrix by vacuum hot pressing for diamond-containing

- composite. Mechanical and tribological properties, *J. Superhard Mater.*, 2019, vol. 41, no. 6, pp. 388–401.
42. Han, Y., Zhang, S., Bai, R., Zhou, H., Su, Z., Wu, J., and Wang, J., Effect of nano-vanadium nitride on microstructure and properties of sintered Fe–Cu-based diamond composites, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 2020, vol. 91, p. 105256.
43. Gao, J. and Thompson, R.G., Real time-temperature models for Monte Carlo simulations of normal grain growth, *Acta Mater.*, 1996, vol. 44, no. 11, pp. 4565–4570.
44. Abedinzadeh, R., Safavi, S.M., and Karimzadeh, E., A study of pressureless microwave sintering, microwave-assisted hot press sintering and conventional hot pressing on properties of aluminium/alumina nanocomposite, *J. Mech. Sci. Technol.*, 2016, vol. 30, no. 5, pp. 1967–1972.
45. He, Z. and Ma, J., Grain-growth law during Stage 1 sintering of materials, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 2002, vol. 35, no. 17, pp. 2217–2221.
46. Kodash, V.Y. and Gevorkian, E.S., Pat. 6617271 B1 USA, IC C04B 35/56, 2003.
47. Evans, A.G. and Charles, E.A., Fracture toughness determinations by indentation, *J. Am. Ceram. Soc.*, 1976, vol. 59, nos. 7–8, pp. 371–372.
48. Mechnik, V.A., Bondarenko, N.A., Kolodnitskyi, V.M., Zakiev, V.I., Zakiev, I.M., Kuzin, N.O., and Gevorkyan, E.S., Influence of diamond-matrix transition zone structure on mechanical properties and wear of sintered diamond-containing composites based on Fe–Cu–Ni–Sn matrix with varying CrB₂ content, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 2021, vol. 100, p. 105655.
49. Selected Powder Diffraction Data for Education and Training (Search Manual and Data Cards), USA: International Centre for Diffraction Data, 1988.