



НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ

ІНСТИТУТ НАДТВЕРДИХ МАТЕРІАЛІВ
ім. В.М. БАКУЛЯ

НАДТВЕРДІ, КОМПОЗИЦІЙНІ
МАТЕРІАЛИ ТА ПОКРИТТЯ:
ОТРИМАННЯ, ВЛАСТИВОСТІ,
ЗАСТОСУВАННЯ

ТЕЗИ ДОПОВІДЕЙ

*Дванадцятій конференції
молодих вчених та спеціалістів*

19–20 жовтня 2023 року

Київ–2023

НАУКОВІ НАПРЯМИ КОНФЕРЕНЦІЇ

1. Матеріалознавство та технології отримання надтвердих, композиційних матеріалів, конструкційної та інструментальної кераміки, твердих сплавів.
2. Нанотехнології, нано- та смарт матеріали.
3. Фазові рівноваги та фазові перетворення в умовах високих тисків (фази високого тиску).
4. Фізика та техніка високих тисків
5. Захисні покриття, плівки з надтвердих та інших матеріалів.
6. Інформаційні технології та моделювання технологічних процесів отримання високотвердих і високоміцних матеріалів.
7. Методологія досліджень властивостей матеріалів.
8. Застосування надтвердих і керамічних матеріалів та твердих сплавів у промисловості.

Надтверді, композиційні матеріали та покриття: отримання, властивості, застосування: Тези доповідей Дванадцятій конференції молодих вчених та спеціалістів, 19–20 жовтня 2023 р., м. Київ. – Київ: ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України, 2023. – 83 с.

Представлено матеріали Дванадцятій конференції молодих вчених та спеціалістів «Надтверді, композиційні матеріали та покриття: отримання, властивості, застосування», яка проводилась 19–20 жовтня 2023 р., в Інституті надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України (м. Київ).

© ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України, 2023

ДОСЛІДЖЕННЯ КОНТАКТНОЇ ВЗАЄМОДІЇ В ЗОНІ РІЗАННЯ ПРИ ОБРОБЦІ ВАЖКООБРОБЛЮВАНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ ІНСТРУМЕНТАМИ ІЗ ПКНБ

А. О. Чумак, С. А. Клименко, Д. О. Савченко (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна,

chumak1826ar@gmail.com

Полікристалічний кубічний нітрид бору (ПКНБ) є одним із найперспективніших матеріалів інструментального призначення.

Відповідно до ISO 513:2014 виготовлюються та використовуються ПКНБ двох груп: з високим вмістом (ВН) – 90-95 об. % сBN і низьким (ВЛ) – 40-65 об. % сBN. Композити групи ВЛ використовуються в різальному інструменті при обробці важкооброблюваних матеріалів на швидкостях різання 200–300 м/хв, що суттєво вище, ніж при використанні інструментів з композитами групи ВН та майже не використовуються при обробці із динамічними навантаженнями через низьку межу міцності під час стискання.

Причина руйнування інструментів із ПКНБ групи ВЛ полягає в піковому зростанні напружень в різальному клині інструменту в момент врізання. Моделювання переривчастої обробки сталі ШХ15 методом КЕ при $v = 120$ м/хв, $t = 0,4$ мм, $S = 0,1$ мм/об показує, що в момент врізання різальної кромки в оброблювану поверхню відбувається пікове зростання головних напружень до $-3,5$ ГПа, що перевищує середній рівень стискаючих напружень при різанні в 1,2 рази.

Дослідження складових сили різання при обробці з ударом проводилися при точінні загартованої сталі ХВГ інструментами з ПКНБ групи ВН та ВЛ. При обробці з ударом на швидкості різання 120 м/хв різальна кромка інструментів із ПКНБ групи ВН піддається не рівномірному руйнуванню, збільшення швидкості різання до 210 м/хв призводить до більш рівномірного зношування інструменту.

Моделювання контактних напружень на основі величини границі міцності під час стиску композиту із ПКНБ групи ВН та ВЛ дозволило розрахувати ймовірності руйнування інструментів при обробці з ударом. Встановлено, що ймовірність руйнування для інструментів групи ВН "Борсиніт" становить 0,1 %, для інструментів групи ВЛ сBN-TiC (55–

45 об. %), - 68,9 %, зважаючи на дисперсію властивостей композиту групи BL, ймовірність їх руйнування в розглянутих умовах досить висока.

Проведено експериментальні дослідження впливу мікрогеометрії різальної кромки на стійкість інструментів із ПКНБ групи BL при обробці загартованої сталі з ударними навантаженнями.

Досліджувались інструменти із ПКНБ групи BL (сBN-TiC (55-45 об. %)) із двома типами мікрогеометрії різальної кромки – із зміцнюючою фаскою $0,2 \text{ мм} \times 20^\circ$ та радіус округлення різальної кромки 30 мкм, при точінні заготовки із шістьма рівномірно розташованими пазами шириною 10 мм та глибиною 10 мм із загартованої сталі ХВГ (62 – 64 HRC). Обробка здійснювалася на наступних режимах різання $v = 180\text{--}220 \text{ м/хв}$, $S=0,1 \text{ мм/об}$, $t=0,2 \text{ мм}$.

Мікрогеометрія різальної кромки суттєво впливає на стійкість та умови контактування з оброблюваним матеріалом інструментів із ПКНБ при обробці з динамічними навантаженнями. На швидкостях різання до 180 м/хв основний вплив радіусної різальної кромки в порівнянні із зміцнюючою фаскою проявляється в перерозподілі навантажень – внаслідок збільшення площі контакту відбувається зменшення навантаження, які діють на різальну кромку при ударній обробці.

Було встановлено, що використання інструменту із радіусною різальною кромкою дозволяє на 20-30 % підвищити стійкість до появи макровикришувань та сколів різальної кромки. Для радіуса округлення різальної кромки 30 мкм проведено розрахунок методом КЕ ймовірності руйнування. Та встановлено, що для радіуса округлення різальної кромки 30 мкм ймовірність руйнування інструменту складає 30%, що у два рази нижче.

При збільшенні швидкості різання більше 200 м/хв наявність радіусної різальної кромки може інтенсифікувати протікання хімічних реакцій взаємодії між інструментальним та оброблюваним матеріалом внаслідок підвищення температури різання достатньої для початку утворення легкоплавких з'єднань.

Джерело фінансування. Роботу виконано за фінансової підтримки Національної академії наук України в рамках виконання проєкту «Розробка та дослідження нових композитів на основі кубічного нітриду бору для оснащення різальних інструментів, які застосовуються в умовах ударних навантажень» (договір № 11/01-2023(4)) (проєкт-переможець конкурсу проєктів науково-дослідних робіт молодих учених НАН України).

SPECIFICS OF Al SUBSTITUTION INTO BORON CARBIDE

O. Vasiliev, V. Bilyi, Ya. Zaulychnyy, V. Krzhizhanovsky (Kyiv)

Frantsevich Institute for Problems of Materials Science NAS of Ukraine,
Kyiv,

v.bilyi@umrs.org.ua

In the last decade, scientists have tried to improve the high-speed impact behavior of boron carbide by doping with silicon and aluminum. The aim of this work is to determine the structure and energies of the ground states in the B₄C-Al system and to evaluate their relative stability.

We considered the following structures (B₁₂)C^{Al}C, (B₁₂)C-Al-C, (B₁₁C)C^{Al}C, (B₁₁Al)C-B-C, where aluminum was substituted either into the intercosahedral chain, with or without changing the chain configuration to an angular one, or into a boron carbide icosahedron. The structures were built using the Python ASE library and in-house specialized programs. Parameters of the DFT calculation for the Quantum Espresso software package were chosen to ensure that the total energy converged within 1 meV/atom. The atomic positions and lattice parameters of all structures were optimized with a convergence thresholds of $1.4 \cdot 10^{-5}$ eV on energy and $2.57 \cdot 10^{-2}$ eV/Å on atomic forces. For the optimized configurations the enthalpies of formation were calculated as the difference between the total energy of the structure and total energies of the simple substances and relative stability of the configurations was estimated from their values.

(B₁₁Al)C-B-C has a positive formation energy and therefore does not exist. (B₁₁C)C^{Al}C has two non-equivalent states with negative but relatively high energy, so it is unlikely to exist. B₁₂C-Al-C configuration has a negative formation energy close to that of B₁₂C-C-C-C and may exist in the material, but it is metastable and readily transforms into an angular configuration. (B₁₂)C^{Al}C configuration has 6 degenerate ground states lying in the (0002) plane of a hexagonal prototype cell on a circle with a radius of approximately 1 Å from the center of the intercosahedral chain. This configuration has the lowest energy among all the tested structures, making it the most likely product of boron carbide doping with aluminum.

Список використаної літератури

1. Batzner S, Musaelian A, Sun L, Geiger M, Mailoa JP, Kornbluth M, et al. E(3)-equivariant graph neural networks for data-efficient and accurate interatomic potentials. Nat Commun. 2022;13:2453. DOI: 10.1038/s41467-022-29939-5.
2. Vasiliev O, Bilyi V, Kartuzov V. Fine structure of intericosahedral atomic chains in boron carbide doped with silicon and aluminum. Book of abstracts. Kyiv, Ukraine: UMRS; 2022. p. 57.

УДК 661.868.1:004.94:62-987

ВИЗНАЧЕННЯ УМОВ РЕЗИСТИВНОГО НАГРІВАННЯ КОМІРКИ ВИСОКОГО ТИСКУ ДЛЯ КРИСТАЛІЗАЦІЇ GaN ІЗ РОЗЧИН-РОЗПЛАВНОЇ СИСТЕМИ Fe–Ga–N

О. П. Людвіченко, О. О. Лещук (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна,

ludvial@ukr.net

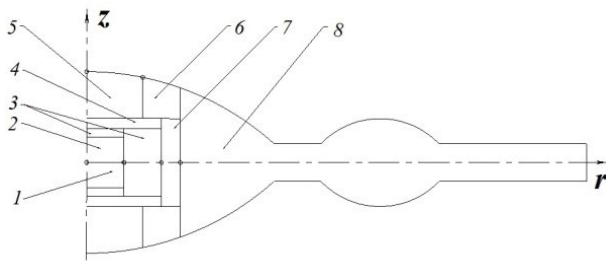
Нітрид галію (GaN) – напівпровідниковий матеріал з шириною забороненої зони 3,4 еВ, що завдяки високій концентрації і рухливості носіїв має унікальні властивості. Електроніка і оптоелектроніка, створена з використанням GaN, перевершує традиційну за експлуатаційними характеристиками. Крім того, використання GaN-технологій дає можливість створювати високотемпературну і резистивну до іонізуючого опромінювання елементну базу спеціального призначення. Це вигідно відрізняє прилади на основі GaN від традиційних, в яких використовують кремній, арсенід галію і карбід кремнію. Недоліком використання GaN є висока вартість приладів. На сьогодні основними методами отримання GaN-напівпровідників є рідкофазна і газофазна епітаксії. В якості підкладок використовують сапфір, карбід кремнію, кристалічний кремній з орієнтацією ґратки (111), нітрид алюмінію і нітрид галію. Недоліками використання чужорідних підкладок є неузгодженість кристалічних ґраток,

неспівпадіння коефіцієнтів температурного розширення, що впливає на якість нарощуваного шару GaN. Іншими недоліками є тривалість процесу, а у випадку використання в якості підкладок карбіду кремнію, нітриду алюмінію і нітриду галію – вартість підкладок. Таким чином, створення доступної технології отримання якісних монокристалів GaN для використання в оптоелектроніці або в якості підкладок для епітаксії є актуальним питанням.

Експерименти, проведені в ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України, підтвердили перспективність використання термобаричного (НРНТ) методу отримання кристалів нітриду галію із розчин-розплавної системи Fe–Ga–N в апаратах високого тиску (АВТ) тороїдального типу. При проєктуванні комірок цих апаратів, що забезпечують створення в них необхідної робочої температури, скористались математичним моделюванням, а саме методом скінченних елементів. Розроблена методика комп'ютерного моделювання процесу електрорезистивного нагрівання АВТ враховує граничні умови і залежність коефіцієнтів електро- і теплопровідності від температури. Зв'язану задачу електро-, теплопровідності вирішували в стаціонарній осесиметричній постановці. В зпроектованих комірках проведені досліді по вивченню розчинності нітриду галію в залізі і вирощуванню монокристалів GaN на затравках методом T -градієнта. При вивченні розчинності нітриду галію в залізі досліджено поведінку системи Fe-GaN при тисках 4–8 ГПа і температурах 1000–2000 °С. Аналіз експлуатаційних характеристик АВТ «тороїд-30», за умови модернізації його комірки, підтвердив доцільність його використання для експериментів. На рис. 1 наведено половину осьового перерізу комірки АВТ «тороїд-30» для дослідження розчинності нітриду галію в залізі. Для проведення експериментів з вирощування монокристалів GaN скористались спеціально сконструйованою коміркою для АВТ «тороїд-40». На рис. 2 наведено половину осьового перерізу комірки АВТ «тороїд-40» для проведення експериментів з вирощування монокристалів GaN.

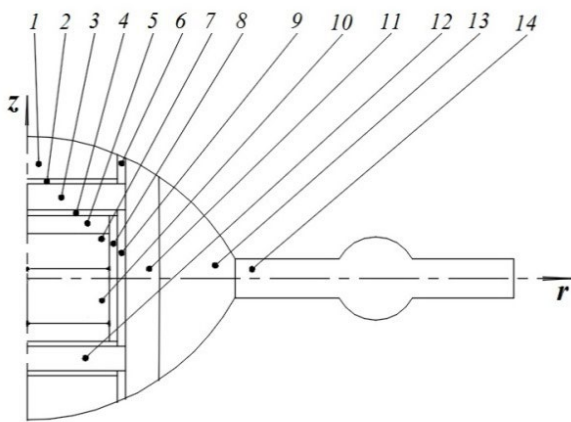
В [1-3] наведені результати моделювання теплового стану при вивченні розчинності нітриду галію в залізі, в [4] – при дослідженні вирощування монокристалів GaN. Визначено характер впливу зміни геометрії, конструкції, композиційного складу елементів електрорезистивного ланцюга на температуру, топологію полів температури і градієнта температури. Досліджено характер зміни теплового стану ростового об'єму з ростом кристалів GaN.

Рис. 1. Комірка для дослідження розчинності нітриду галію в залізі:



- 1 – зразок армко-заліза;
- 2 – зразок GaN;
- 3 – теплоізоляційна капсула (хлорид цезію + діоксид цирконію);
- 4 – торцевий нагрівач (графіт);
- 5 – осьовий композиційний нагрівач (графіт + діоксид цирконію);
- 6 – теплоізоляційне кільце (пірофіліт);
- 7 – трубчастий нагрівач (графіт);
- 8 – контейнер (літографський камінь).

Рис. 2 – Комірка для проведення експериментів з вирощування кристалів нітриду галію:



- 1 – теплоізоляційний диск (хлорид цезію + графіт);
- 2, 4 – струмопровідні диски (терморозширений графіт);
- 3, 12 – торцеві нагрівачі (діоксид цирконію + графіт);
- 5, 8 – елементи ізоляції (хлорид цезію + діоксид цирконію); 6 – струмопідвід (графіт);
- 7 – джерело нітриду галію;
- 9 – трубчастий нагрівач (графіт);
- 10 – ростовий об'єм (залізо + нітрид галію);
- 11 – зовнішній теплоізоляційний елемент (хлорид цезію + графіт);
- 13 – контейнер (літографський камінь);
- 14 – заусенець (пресований кальцит).

В результаті проведеної роботи розвинено метод чисельного моделювання процесу резистивного нагріву комірок високого тиску і спроектовані їх ефективні конструкції, що використовують для кристалізації GaN із розчин-розплавної системи Fe–Ga–N.

Список використаної літератури

1. Людвіченко О.П., Анісін О.М., Лещук О.О., Петруша І.А. Моделювання теплового стану апарата високого тиску при дослідженні розчинності нітриду галію в залізі. *Інструментальне матеріалознавство*: Зб. наук. праць. Київ: ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України, 2021. Вип. 24. С. 325–334.
2. Людвіченко О.П., Анісін О.М., Лещук О.О., Щидловський В.І. Скінченноелементний аналіз електрорезистивного нагрівання апарата

високого тиску для дослідження розчинності GaN у Fe. *Mech. Adv. Technol.* 2021. Vol. 5, no. 3. P. 302–306.

3. Liudvichenko O.P., Lyeshchuk O.O., Petrusha I.A. Effect of the concentration of components and the size of heaters on the thermal state of a high-pressure cell to study the solubility of gallium nitride in iron. *J. Superhard Mater.* 2023. Vol. 45, no. 2. P. 83–92.

4. Людвіченко О.П., Лещук О.О., Гордєєв С.О. Моделювання теплового стану комірки апарата високого тиску при вирощуванні кристалів нітриду галію. *Технічна інженерія.* 2023. № 1. С. 57–66.

УДК 621.921.34:548.736.15

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТУПЕНЮ ПЕРЕСИЧЕННЯ РОСТОВОЇ СИСТЕМИ ВУГЛЕЦЕМ НА ЯКІСТЬ НРНТ- АЛМАЗІВ

А. В. Бурченя, Т. В. Коваленко, В. Ю. Клочок (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна,

Burcheniaav@gmail.com

Алмаз широко використовується в таких галузях як гірничодобувна промисловість, машинобудування, оборона та медицина та ін. завдяки набору унікальних властивостей. Однак застосування природних алмазів надзвичайно обмежене в зв'язку з високою вартістю та обмеженою кількістю, що особливо стосується великих зразків масою понад 3-5 ст та більше. Альтернативою природних алмазів є використання синтетичних алмазів, отриманих в лабораторних умовах з використанням апаратів високого тиску (АВТ). Однак, при вирощуванні зразків монокристалів масою понад ≈ 3 ст існують значні труднощі в забезпеченні стабільних значень пересичень ростової системи вуглецем в процесі росту монокристалів. В результаті самовільної зміни умов вирощування за рахунок збільшення об'єму алмазу в якості більш теплопровідної фази гранна форма монокристалу може розвиватися у різних напрямках по різному і трансформуватися у бінарні форми росту при наявності в них включень сплаву-розчинника та дефектів росту. Тому, доцільним є проведення дослідження з встановлення факторів, що

призводять до порушення розвитку гранної форми, а також визначення умов, які необхідні для вирощування зразків з показниками маси 15 каратів та більше без погіршення структурної досконалості.

При проведенні досліджень був використано АВТ кубічного типу CS-IX з розмірами нажимної площадки пуансонів 78x78 мм. Цикли вирощування проводили в ростовій системі Fe-Co-C за тисків 5,8-6,2 ГПа та температурах 1200-1550 °С; температурні градієнти, вибирались в межах 3–10 °С/мм.

Проведення процесу вирощування з використання стандартних методика показало, що при досягненні лінійних розмірів монокристала більше $5 \pm 0,5$ мм в напрямку від затравочного кристала до джерела вуглецю спостерігається зміна лінійних швидкостей росту окремих кристалографічних форм в залежності від їх розташування в реакційному просторі. Ті грані, які знаходяться в більш оптимальній області відносно пересичень вуглецю починають заростати швидше, ніж ті, які розташовані ближче до затравочного кристала. Монокристали алмазу, вирощені в циклах вирощування тривалістю 205 год (рис. 1, а) мають достатньо велику кількість включень ростової системи з чіткими ознаками утворення скелетних форм росту на периферійних частинах, при цьому спостерігається збіднення ростової системи вуглецем: вздовж приреберних ділянок концентрація вуглецю знаходиться на рівні 15–20 мас. %, при наближенні до центральної частини грані значення концентрацій зменшується нижче точки насиченості до рівня 6–10 мас. %. Підвищення значення концентрацій вуглецю в прикордонному шарі за рахунок додаткового регулювання потужності нагріву дозволяє забезпечити значення пересичення на рівні 11 – 23 мас. %, що є достатнім для запобігання започаткуванню та розвитку скелетних форм росту, однак все ще залишається достатньо велика кількість включень ростової системи (рис.1, б). При поступовому підвищенні температури кристалізації зі швидкістю $\approx 0,3-0,4$ °С/год спостерігається якісний скачок: одержані зразки монокристалів не мають видимих включень ростової системи в тілі кристалу та ознак неповної забудови шарів росту (рис. 1, в). Дослідження вмісту вуглецю в прикордонному шарі показує, що вздовж усієї грані зберігається пересичення матричного середовища вуглецем на рівні 17–24 мас %, що, є необхідною та достатньою умовою розвитку досконалих шарів росту алмазу.

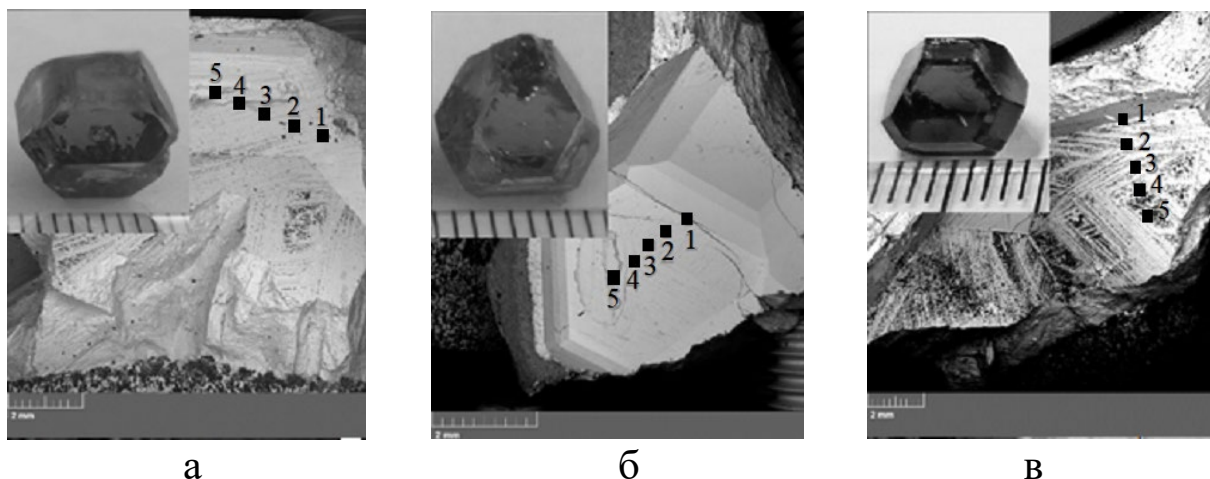


Рис. 1. Монокристали алмазу та їх відбитки, отриманих в циклах вирощування: а – без додаткового регулювання і змінення температури ростової комірки; б – з підтриманням температури заданому рівні; в – з поступовим підвищенням температури з швидкістю 0,3-0,4 °С/год.

Робота виконана за підтримки Національного фонду досліджень України в рамках проєкту № 2020.02/0160 «Розробка нових складів розчинників вуглецю для вирощування монокристалів алмазу в області термодинамічної стабільності з контрольованим вмістом домішок азоту і бору з метою створення концепційних конструкцій електронних приладів»

УДК 539.32, 548.735, 539.531

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СЕРЕДНЬОЕНТРОПІЙНИХ ДИБОРИДІВ IV-V ГРУПИ

Д. В. Ведель, П. В. Мазур, Т. В. Мосіна, О. М. Григор'єв (м. Київ)

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН
України,

вул. Омеляна Пріцака 3, 03142, м. Київ, Україна,

vedeldv@gmail.com

Методом гарячого пресування отримано безпористу середньо-ентропійну кераміку за температур 2100-2300°C, яка складається із диборидів перехідних металів IV-V групи. Встановлено, що ведення дибориду титану позитивно впливає на процес формування однорідного

твердого розчину. В той час як додавання дибориду ніобію чи дибориду танталу призводить до формування включень на їх основі.

Таблиця 1. Склад та властивості середньоентропійної кераміки.

Склад	Фазовий склад	Твердість при навантаженні 2 Н, GPa	Твердість при навантаженні 20 Н, GPa
(Ti, Zr, Hf)B ₂	(Ti, Zr, Hf)B ₂	21,6±0,7	18,2±0,7
(Ti,Zr,Nb)B ₂	(Ti,Zr,Nb)B ₂ , NbB ₂	21,2±0,8	15,3±0,5
(Ti,Zr,Ta)B ₂	(Ti,Zr,Ta)B ₂	25,3±0,8	19,8±0,2
(Zr,Hf,Nb)B ₂	(Zr,Hf,Nb)B ₂ , NbB ₂	17,5±0,4	16,6±0,3
(Zr,Hf,Ta)B ₂	(Zr,Hf,Ta)B ₂ , TaB ₂	23,1±0,7	17,4±0,4
(Hf,Zr,Nb)B ₂	(Hf,Zr,Nb)B ₂ , NbB ₂	21,2±0,6	15,3±0,2
(Hf,Zr,Ta)B ₂	(Hf,Zr,Ta)B ₂ , TaB ₂	22,3±0,9	18,3±0,3

Формування кераміки із різним хімічним складом пов'язане із розчинністю диборидів по металевій підгратці. У випадку коли розчинність по металевій підгратці низька відбувається формування нерозчинених фаз таких як NbB₂ чи TaB₂. В той час, як при повній розчинності по металевій підгратці відбувається формування однорідного твердого розчину.

Утворенні тверді розчини володіють високою твердістю за низьких навантажень, таблиця, а підвищення навантаження приводить до збереження твердості. Значне збереження твердості спостерігається у матеріалах, в яких відбувається формування однорідного твердого розчину за рахунок вищих механічних характеристик чим у індивідуальних фаз таких як NbB₂ чи TaB₂.

КІНЕТИКА УЩІЛЬНЕННЯ СПЕЧЕНИХ ПОЛІКРИСТАЛІВ, АЛМАЗНИХ ПОРОШКІВ СИНТЕЗОВАНИХ В СИСТЕМІ Mg–Zn–B–C З ТИТАНОВИМ ПОКРИТТЯМ

**О. І. Чернієнко, В. О. Веніков, А. О. Лямцева, Т. О. Куриляк,
А. Г. Филипович (м. Київ)**

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна,
vladislav.venikovv@gmail.com

Спікання алмазних полікристалів та композитів здійснюється методом High Pressure High Temperature – HPHT, оскільки без високого тиску алмаз графітизується. Проте і за таких умов в порах між зернами в складі повітря присутній кисень, який під час спікання вступає у взаємодію з алмазом, і таким чином спричиняє небажану деградацію алмазу.

Тиск під час спікання композитів становив 7,7 ГПа, структуру поверхні й елементний склад досліджували на СЕМ EVO 50 XVP. Густина визначали методом гідростатичного зважування. Загальна пористість – одиниця мінус відношення густини зразка до значення монокристалу алмазу – 3,53 г/см³. Результати вимірів наведено в Таблиці 1.

Таблиця 1. Густина зразків за різних температур спікання.

№	Температура $T, ^\circ\text{C}$	Тривалість спікання $t, \text{с}$	ρ , г/см ³	Загальна пористість, %	Відкрита пористість, %
1	1300	20	3,36	4,92	3,17
2	1500	20	3,45	2,18	0,72
3	1650	20	3,42	3,08	0,28
4	1850	17	3,29	6,82	1,10

Для порівняння, за оптимальної температури спікання (1650 °C) алмазних порошоків, не покритих титаном, густина становить 3,37 г/см³ [1].

Дослідження структури та елементного складу (рис. 1) одержаних зразків АКМ показало, що в результаті нанесення титану на поверхню

зерен вдалось отримати рівномірний розподіл титану в об'ємі зразка. Структура таких зразків є однорідною. Крупні зерна алмазу утворюють каркас даних матеріалів.

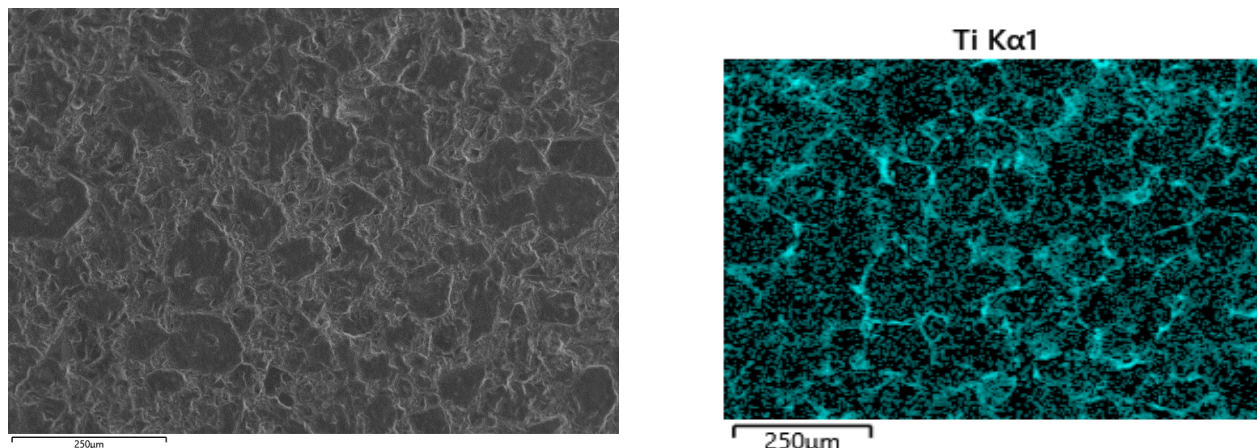


Рис. 1. Мікроструктура та розподіл титану між зернами алмазу.

В подальшому температуру 1500 °С було обрано як оптимальну для спікання. Дослідження кінетики ущільнення алмазного порошку проведено за цієї температури.

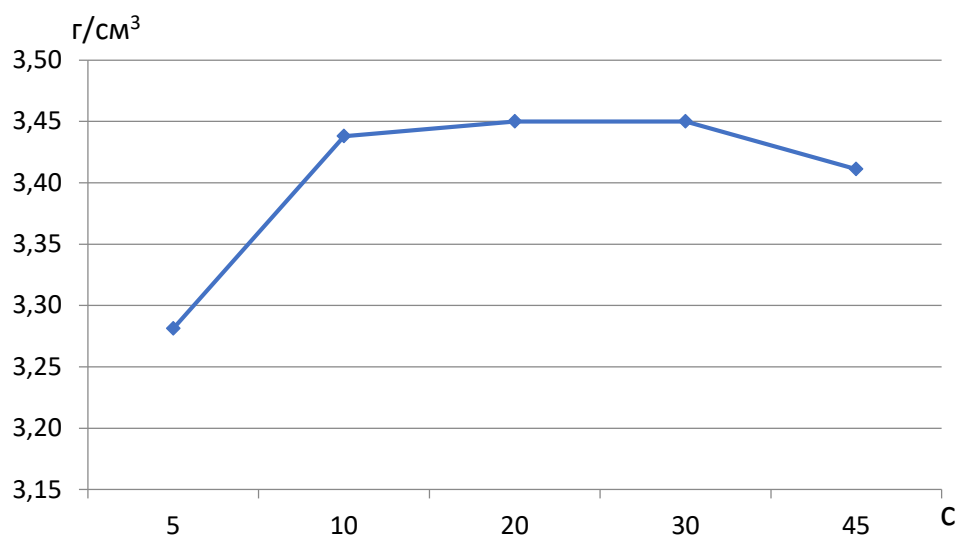


Рис. 2. Залежність густини полікристалів алмазу від тривалості спікання за температури 1500 °С.

За даними рисунка за тривалості спікання більше за 10 с густина полікристалів, спечених з частинок алмазу, синтезованих в системі Mg-Zn-B-C та покритих титаном, виходить на "плато", це продовжується до 30 секунд, а далі вона зменшується, що, імовірно, обумовлено графітизацією алмазного порошку.

З огляду на вище зазначене, можна стверджувати, що титан, нанесений на поверхню алмазу, значно впливає на процес спікання, інтенсифікуючи його та незначно зменшуючи ступінь графітизації.

Список використаної літератури

1. Теплопровідність і електроопір алмазних полікристалів та композитів алмаз-мідь, алмаз-мідь-титан / О. І. Чернієнко, О. О. Бочечка, Е. М. Луцак, А. С. Беляєв, О. Ю. Клепко, С. О. Лисовенко //Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения». – 2018. – №21. – С. 258 – 267.

КЕРАМІЧНІ КОМПОЗИТИ СПРЯМОВАНО АРМОВАНІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИМИ ДИБОРИДАМИ

К. В. Кривенко, Д. Л. Палагеча, Ю. І. Богомол (м. Київ)

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

просп. Берестейський 37, м. Київ, 03056, Україна,

тел.: +38 093 410 7474, kira.kryvenko@gmail.com

тел.: +38 068 423 0340, dimapalagecha2@gmail.com

У сучасному світі швидкий розвиток породжує численні нові завдання, які можуть бути вирішені з розробкою нових матеріалів. Кераміка все більше стає альтернативою металевим матеріалам завдяки підвищеним механічним властивостям і стійкості до дії агресивних середовищ. Традиційні однофазні керамічні матеріали вже не задовільняють вимоги, тому створення нових керамічних композиційних матеріалів є актуальною задачею. Пропонується використовувати метод спрямованої кристалізації для отримання композиційних матеріалів з керамічною матрицею (B_4C або SiC) спрямовано армованою високоентропійними диборидами перехідних металів [1].

Згідно статті Сімона Барбаросса [2], нові ультра-високо температурні керамічні матеріали, такі як $(Hf_{0,2}Zr_{0,2}Ta_{0,2}Mo_{0,2}Ti_{0,2})B_2$ виявили вражаючі механічні властивості, зокрема високу твердість за

шкалою Віккерса та модуль пружності. Також, за статтею Джошуа Гільда [3], було створено п'ять ультра-високо температурних диборидних керамік, мікротвердість та стійкість до окислення яких були в загальному вище кожного індивідуального використаного дибориду. Тому в даній роботі була спроба покращити такі керамічні матеріали як SiC та B₄C, за допомогою армування їх як у вказаній вище статті, використовуючи метод безтигельної зонної плавки.

Метою даної роботи було дослідження структури та мікромеханічних властивостей спрямовано закристалізованих евтектичних сплавів систем SiC - (Ti, Zr, Hf, Nb, Ta)B₂ та B₄C - (Ti, Zr, Mo, Nb, Ta)B₂. В якості вихідних компонентів були взяті порошки карбідів бору та кремнію, диборидів титану, цирконію, гафнію, молібдену, ніобію і танталу. Зразки були отримані за допомогою установки «Кристал – 206» за швидкості вирощування: 1 - 4 мм/хв.

Дослідження мікроструктури показали, що мікроструктура отриманих матеріалів представляє собою матрицю з карбіду бору (для B₄C - (Ti, Zr, Mo, Nb, Ta)B₂) або карбіду кремнію (SiC - (Ti, Zr, Hf, Nb, Ta)B₂) спрямовано армовані однофазними високоентропійними диборидами (Ti, Zr, Mo, Nb, Ta)B₂ та (Ti, Zr, Hf, Nb, Ta)B₂, відповідно. Встановлено, що зі збільшенням швидкості вирощування кристалів поперечні розміри армуючої складової зменшуються. Аналіз фазового та хімічного складу отриманих композитів підтвердив дані металографічного аналізу.

Дослідженнями встановлено, що інтегральна мікротвердість отриманого композиту B₄C - (Ti, Zr, Mo, Nb, Ta)B₂ досягає 40 ГПа, а тріщиностійкість, оцінена за методикою індентування, складає 5,4 МПа м^{1/2}. Відповідно для композиту SiC - (Ti, Zr, Hf, Nb, Ta)B₂ отримано значення інтегральної мікротвердості на рівні 24 ГПа та тріщиностійкості 6,14 МПа м^{1/2}. Збільшення мікромеханічних властивостей в порівнянні з аналогічними композитами, отриманими без участі високоентропійних сплавів, можна пояснити, в першу чергу, твердорозчинним зміцненням, яке властиве високоентропійним диборидам перехідних металів [4].

Список використаної літератури

1. W. J. Choyke, G. Pensl, Physical Properties of SiC, MRS Bulletin, No. 3: 22 (1997), P. 25–29.
2. Simone Barbarossa, Fabrication and Characterization of Quinary High - Entropy-Ultra-High Temperature Diborides, (2021), P. 108–120.

3. Joshua Gild, High-Entropy Metal Diborides: A New Class of High-Entropy Materials and a New Type of Ultrahigh Temperature Ceramics, (2016), P. 1–10.
4. Кисла Г. П., Лобода П. І., Федорчук В. Є., Матеріалознавство тугоплавких металів та сполук (Київ, Центр учбової літератури: 2017).

ПРО ЗАКОНОМІРНОСТІ ЛОКАЛЬНОГО ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ ВИРОБІВ З КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ ПРИ ФОРМОУТВОРЕННІ ПАЗІВ ТРИКУТНИМ ІНДЕНТОРОМ ХОЛОДНИМ ПЛАСТИЧНИМ ДЕФОРМУВАННЯМ

Т. М. Дідковський (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна,

[*didkovskiy.tymophii@lml.kpi.ua*](mailto:didkovskiy.tymophii@lml.kpi.ua)

У сучасному машинобудуванні існує клас деталей типу втулок, конструкція яких передбачає наявність на їхній внутрішній поверхні концентраторів напружень у вигляді поздовжніх пазів. У деяких випадках ефективність використання таких деталей визначається механічними характеристиками їх матеріалу.

Існуючі сьогодні технологічні процеси формоутворення пазів на внутрішній поверхні виробів такого типу можуть містити операції обробки електрохімічними методами, різанням та пластичним деформуванням. Кожен з цих методів має свої недоліки та переваги. Найбільш продуктивною схемою формоутворення пазів різанням є різальне протягування [1].

Існує група виробів, підвищити ефективність використання яких можливо керуванням механічних характеристик матеріалу в зоні паза. Залишкова пластичність матеріалу в цих зонах приводить до зменшення енергії їх руйнування під впливом розтягуючих навантажень.

Забезпечити необхідний рівень механічних характеристик в локальних об'ємах матеріалу виробів дозволяє використання холодного пластичного деформування (ХПД) [2]. При реалізації методів, заснованих на ХПД, при зануренні інденторів відбувається пластичний плин оброблюваного матеріалу, його деформаційне зміцнення,

утворення текстури, зменшення пластичності [3]. В разі, коли ефективність використання виробів з концентраторами напруг визначається енергетичними характеристиками їх руйнування, вміння технологічно керувати даними властивостями є надзвичайно важливим фактором. Тобто, дослідження, спрямовані на створення технологічних методів керування механічними властивостями оброблюваного

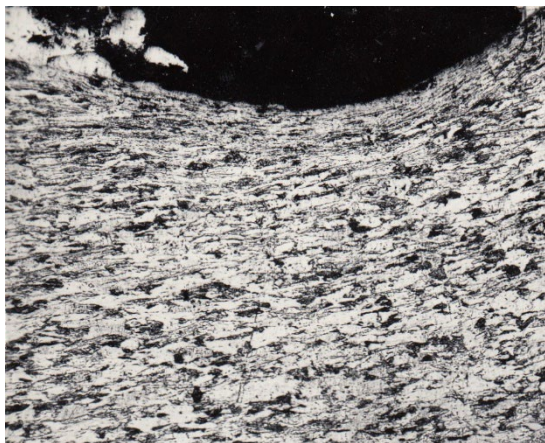


Рис. 1. Мікроструктура зразків сталі 20 після занурення індентора трикутного перерізу на глибину 1,5 мм (x 80).

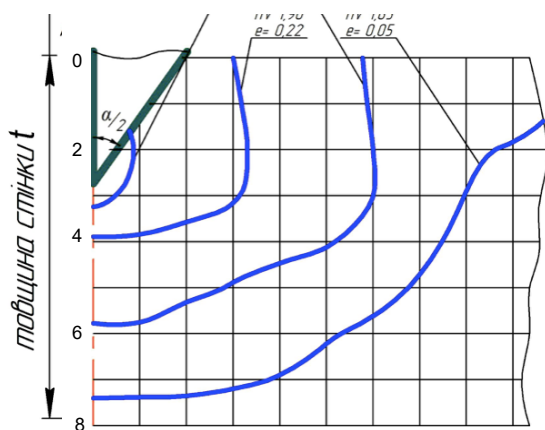


Рис. 2. Приклад ізоліній твердості HV та накопиченої деформації e від глибини повного занурення h при навантаженні 20 кН.

матеріалу при формуванні концентраторів напруг ХПД є актуальними. Метою даного дослідження є виявлення закономірностей впливу технологічних чинників на локальне деформаційне зміцнення матеріалу при формоутворенні пазів індентором з трикутним поперечним перерізом.

Процес формування поздовжніх пазів вивчали шляхом моделювання при зануренні лінійних інденторів у плоскі пластини 8 x 20 x 40 мм зі сталей 20 (HV 130), 45 (HV 185) та армко-заліза (HV 110). Використовували індентори зі сталі Р6М5 (HRC 61 - 64). Кути при вершині трикутного індентора $\alpha = 70^\circ, 90^\circ, 130^\circ$, радіус при вершині - 0,1 мм та Сили навантаження 5, 10, та 20 кН.

Розподіл мікротвердості вивчали на шліфах. Підготовка шліфів проводилась шліфуванням на наждачному папері з подальшою полірою на фетрових колах алмазними пастами до шорсткості Ra 0,10 – 0,16.

Як показали металографічні дослідження, при індентуванні (рис. 1) в приповерхневому пластично деформованому шарі пази утворюються текстура, що свідчить про високий ступінь деформації.

На рис. 2 наведено розподіл мікротвердості та накопиченої

деформації в тілі зразка, при використанні індентора з $\alpha = 70^\circ$. Значення накопиченої деформації визначалось з градууювального графіка матеріалу, отриманого експериментально. Межею області деформування від занурення клину вважали ізолінію, де накопичена деформація становить 5 %, тобто $e = 0,05$.

Як витікає з отриманих результатів, розподіл інтенсивності деформацій в тілі пластини є нерівномірним. Найбільші деформації знаходяться поблизу вершини клину. При навантаженні на індентор 20 кН вони сягають величини $e = 0,68$ при глибині занурення 3 мм.

При віддаленні від вершини клина деформації зменшуються. Розповсюдження накопиченої деформації у напрямку занурення клина вважали ізолінію, де накопичена деформація становить 5%, тобто $e = 0,05$.

Як витікає з отриманих результатів, розподіл інтенсивності деформацій в тілі пластини є нерівномірним. Найбільші деформації знаходяться поблизу вершини клину. При навантаженні на індентор 20 кН вони сягають величини $e = 0,68$ при глибині занурення 3 мм.

При віддаленні від вершини клина деформації зменшуються. Розповсюдження накопиченої деформації у напрямку занурення клина - m і перпендикулярному напрямках - n - в залежності від глибини занурення h та кута вістря клина α наведено на рис. 3.

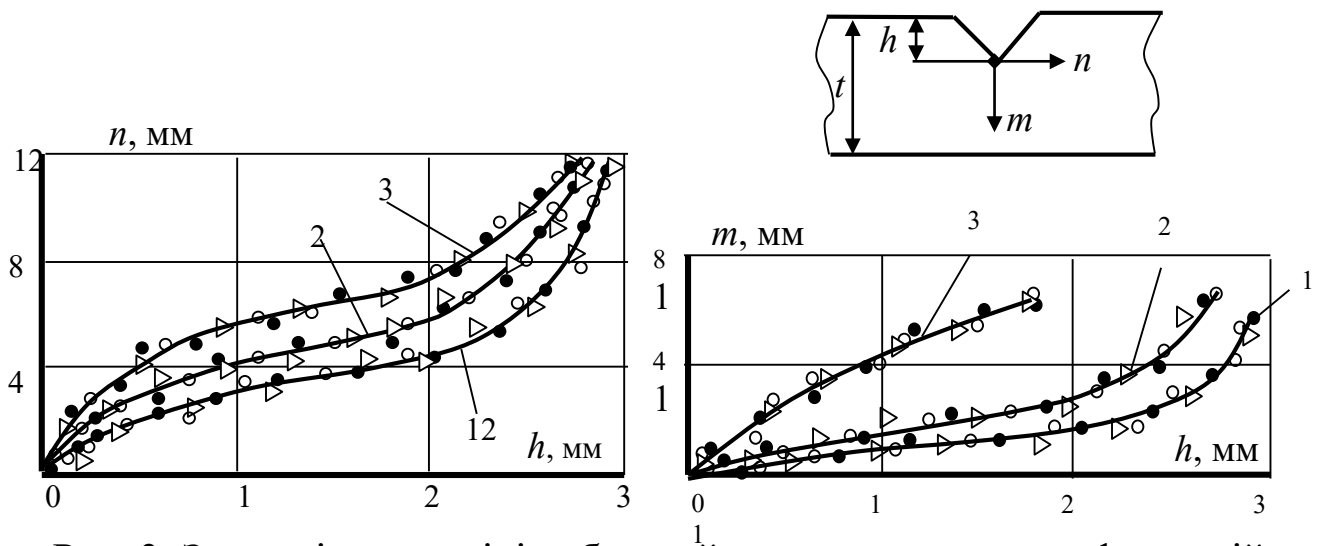


Рис. 3. Залежність розмірів областей розповсюдження деформацій в зонах формування концентраторів від глибини занурення індентору при навантаженні 20 кН: 1 - $2\alpha = 70^\circ$, 2 - $2\alpha = 90^\circ$, 3 - $2\alpha = 130^\circ$.

З рисунка видно, що при збільшенні кута при вершині індентора деформована область розширюється як в глибину, так і в ширину.

Необхідно відзначити, що у напрямку занурення індентора зона деформації розповсюджується менш інтенсивно, ніж у перпендикулярному напрямку.

Висновки

1. При формоутворенні пазів у виробах з конструкційних сталей холодним пластичним деформуванням пластична деформація в локальних об'ємах, прилеглих до точок злому контуру паза, може сягати значних величин (до $e = 0,7$).

2. На якісному рівні встановлено основні чинники, що впливають ступінь деформації матеріалу та на характер розповсюдження зон пластичної деформації при формуванні пазів у виробах з конструкційних сталей:

- у розглянутому діапазоні кутів загострення інденторів зона деформації у напрямку занурення індентора розповсюджується менш інтенсивно, ніж у перпендикулярному напрямку;

- при зменшенні кута індентора α пластична деформація збільшується при зменшенні глибини її розповсюдження;

- отримані закономірності справедливі при формуванні пазів у виробах з конструкційних сталей в діапазоні твердості HB 110 – 200.

Список використаної літератури

1. Sheykin S. Ye., Melnichenko V. V., Studenets S. F., Rostotskyi I. Yu., Iefrosinin D. V., Melnichenko Ya. V. On the Contact Interaction between Hard-Alloy Deforming Broaches and a Workpiece during the Shaping of Grooves in the Holes of Tubular Products/ S. Ye. Sheykin, V.V. Melnichenko, S. F. Studenets , I. Yu. Rostotskyi, D. V. Iefrosinin, Ya. V Melnichenko // Journal of Superhard Materials. – 2021. - Vol.43. – Is.3. - P. 222–230.
2. Розенберг О. А. Механика взаимодействия инструмента с изделием при деформирующем протягивании – Киев: Наук. думка. 1981.–288 с.
3. Розенберг О. А. Особенности формообразования продольных пазов на внутренней поверхности трубных заготовок холодным пластическим деформированием / О. А. Розенберг, В. Г. Делеви, С. Е. Шейкин, В. Н. Ткач, А. В. Герасимович, А. Д. Крицкий, Н. М. Григорьев // Сверхтвердые материалы, 1997, №1, с. 30 – 37.

ВИКОРИСТАННЯ ВАКУУМНО-ДУГОВИХ НІТРИДНИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ ВОЛЬФРАМУ ДЛЯ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

**Р. В. Кривошапка¹, І. В. Сердюк¹, В. О. Столбовий¹, А. О. Андрєєв¹,
В. Бушля², Ремі Лемар², Ромен Волтер² (м. Харків, м. Лунд)**

¹Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний
інститут» НАН України,

вул. Академічна 1, м. Харків, 61108, Україна,

²Лундський університет, факультет машинобудування,

вул. Оле Ремера 1, м. Лунд, 22100, Швеція

kryvoshapkarv@gmail.com, iraserduk@kipt.kharkov.ua

Створення та удосконалення нових матеріалів та сплавів, що використовуються у складних або екстремальних умовах, ставить нові завдання для розробки зносостійких, термостабільних, довговічних інструментів для їхньої механічної обробки. Одним з прикладів таких важкооброблюваних матеріалів є титан та його сплави. Завдяки своїм хімічним та фізичним властивостям вони використовуються не тільки у якості технічних компонентів аерокосмічної техніки, але й для виготовлення імплантів та протезів у медицині. Крім того, титан та його сплави знайшли широке застосування у металургії, воєнній та хімічній промисловості, судноплавстві, у електро- та радіотехніці. Що стосується складності механічної обробки титану та його сплавів різанням, то ця задача переважно вирішується завдяки удосконаленню різального інструменту шляхом нанесення захисних покриттів, що забезпечують зменшення контактного захоплення між заготовкою з титану та інструментом. В даний час у літературі зустрічається мало відомостей (експериментальних даних) про вплив добавки вольфраму у вакуумно-дугові нітридні покриття. Тому вивчення цього питання є актуальним. Вакуумно-дугові нітридні покриття на основі окремих металів Me_1 - Me_2 -N ($Me_1 = W$, $Me_2 = Zr, Cr, Mo, Nb$), а також багатокомпонентні покриття на основі сплавів Me_1 - $Me_{\text{сплав}}$ -N ($Me_1 = W$, $Me_{\text{сплав}} = TiSi, TiAlYCr$) були нанесені в модифікованій установці "БУЛАТ-6" на зразки з нержавіючої сталі 12X18H9T різних розмірів для визначення фізико-механічних

властивостей покриттів та зразки ріжучого інструменту з карбіду вольфраму у кобальтовій матриці WC-Co із добавками TiC/TaC/NbC для підвищення зносостійкості та збільшення гарячої твердості. Дослідження вакуумно-дугових W-N, W-Zr-N, W-Nb-N, W-Cr-N, W-Mo-N, W-TiSi-N, W-TiAlYCr-N покриттів на ріжучому інструменті з карбіду вольфраму при механічній обробці титанового сплаву Ti-6Al-4V на токарному верстаті SMT 500 Swedturn з використанням 8 % масляно-водяної емульсії при тиску 10 бар дали змогу розширити уявлення про явища та механізми зношування вакуумно-дугових покриттів на основі вольфраму. Отримані результати стосуються механічної обробки титанового сплаву Ti-6Al-4V при фіксованих параметрах обробки заготовки, а саме, при швидкості різання 120 м/хв., навантаженні (подачі) 0,15 мм/об, глибині різання 0,8 мм, довжині обробки 40 м, швидкості обертання 473 об/хв, тривалості механічної обробки 20 с. Переважаючим явищем мікроскопічного зношування, яке зустрічалось при випробовуванні, є макро-тріщинуватість, що пов'язана з відривом ділянок покриття розміром декілька мкм та появою характерної ступінчастої форми поверхні вакуумно-дугового покриття на інструменті. Це явище спостерігалось на ріжучому інструменті з покриттями W-Zr-N, W-Nb-N, W-Cr-N, W-Mo-N, W-TiSi-N. Плавне зношування спостерігалось тільки на інструменті з вакуумно-дуговим W-Zr-N покриттям. Воно залишило пошкоджену різальну кромку інструменту та бокову поверхню з гладкими поверхнями, товщина покриття поступово зменшувалась до поверхні інструменту з карбіду вольфраму. Крім того дослідження отриманих вакуумно-дугових покриттів показало, що наявність дефектів у покриттях, що пов'язана з технологією нанесення покриттів, не є обов'язковим. Так, на ріжучому інструменті з вакуумно-дуговими покриттями W-Zr-N, W-TiSi-N, W-TiAlYCr-N зустрічались каплі різного розміру. У вакуумно-дуговому W-Mo-N покритті спостерігались горизонтальні тріщини, поява яких скоріш за все пов'язана з наявністю всередині покриття дефектів у вигляді дуже маленьких крапельок, які стали точками концентрації напружки при високих навантаженнях інструменту під час механічної обробки титанового сплаву. В той же час на ріжучому інструменті з вакуумно-дуговими покриттями W-N, W-Nb-N, W-Cr-N не спостерігалась наявність дефектів. Цікавим результатом проведених досліджень стала відсутність адгезійного та дифузійного зношування. На це вказує відсутність нарощених кромek, тобто ділянок ріжучої кромки інструменту з матеріалом заготовки (титановим сплавом), що налипає.

ВПЛИВ РЕЖИМІВ ЗОННОГО ІНДУКЦІЙНОГО СПІКАННЯ ТВЕРДОГО СПЛАВУ ВК8 НА ЙОГО МІКРОСТРУКТУРУ, ФАЗОВИЙ СКЛАД ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

**О. С. Кучер, С. Ю. Тесля, Ю. І. Богомол, П. І. Лобода,
Є. В. Солодкий (м. Київ)**

Національний технічний університет України
“Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”,
просп. Берестейський 37, м. Київ, 03056, Україна,

ku43ralexandr@gmail.com

Тверді сплави з розміром зерна WC менше 0.1 мкм показують максимальні значення в'язкості руйнування та міцності на згин [1]. На сьогоднішній день збереження субмікронного розміру карбідних зерен та отримання безпориистої структури під час спікання твердих сплавів є невирішеним завданням.

Тому, для отримання безпориистої та дрібнозернистої структури нами запропоновано новий метод зонного спікання твердого сплаву. Суть методу полягає в тому, що пориста заготовка у формі стержня із заданою швидкістю рухається через зону індукційного нагріву заданої температури.

Мета даної роботи дослідити вплив контрольованого температурного градієнту в умовах індукційного зонного спікання поруватої заготовки на структуру і властивості сплаву ВК8.

Встановлено, що індукційне зонне спікання в присутності рідкої фази не веде до росту карбідних зерен. Показано, що розмір зерен карбіду вольфраму, спеченого в температурному діапазоні 1240–1280 °С та швидкості переміщення 3 мм/хв зменшується від 3,9 мкм до 1,9 мкм, а збільшення швидкості переміщення заготовки від 3 до 6 мм/хв сприяє утворенню η-фази, імовірно, за рахунок великого градієнту температури. Подрібнення структури спричиняє монотонне зростання твердості HV1 з 417 до 664.

Список використаної літератури

1. Y. Peng, H. Wang, C. Zhao, H. Hu, X. Liu, X. Song, Nanocrystalline WC-Co composite with ultrahigh hardness and toughness, Compos B Eng. 197 (2020) 108161. DOI: 10.1016/J.COMPOSITESB.2020.108161 .

ВПЛИВ РОЗМІРУ ЧАСТИНОК ТА РОСТОВОЇ СИСТЕМИ АЛМАЗНОГО ПОРОШКУ НА РЕЗУЛЬТАТ СИНТЕЗУ Й СПІКАННЯ. ОГЛЯД

А. О. Лямцева (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна,

an.lyamtseva@gmail.com

Технологія виготовлення алмазних полікристалів розрізняє два основних процеса: фазове перетворення неалмазного вуглецю (найчастіше графіту) в алмазну модифікацію (під час дії високих статичних тисків та температури або в результаті використання CVD-методу [1]), а також спікання алмазних мікропорошків в області термодинамічної стабільності алмазу [2]

Вибір оптимальної фракції алмазного порошку для виготовлення інструменту складає базову потребу в отриманні якісного результату. Розмір і форма частинок порошку має вплив не тільки на шороховатість поверхневого шару, а й на залишкові напруження, когезійну та адгезійну міцність композита «основа-покриття», пористість зразка. Всі ці фактори мають суттєвий вплив на міцність і працездатність основи інструменту. [3]

Ущільнення алмазного порошку здійснюється в два етапи. На етапі 1 протягом 10-15 с різко зменшується пористість за рахунок взаємного проковзування і зміни форми частинок, пов'язаної з розвитком процесів пластичної деформації. На етапі 2 під час повільного зменшення пористості протікають релаксаційні відновлювальні процеси, що спричиняють зниження рівня внутрішніх напружень у полікристалічному алмазі. [4]

Авторами у роботі [5] досліджено температурні залежності ущільнення алмазних порошків з розміром частинок <40 мкм. Зразки, одержані після ситової класифікації продукту синтезу (зразок №1), та внаслідок подрібнення фракцій зернистістю 80/50 і 50/40 (зразок № 2), а також їхніх сумішей з порошками крупних фракцій зернистістю 100/80, 125/100 та >125 мкм (зразки № 3 і 4) (рис 1).

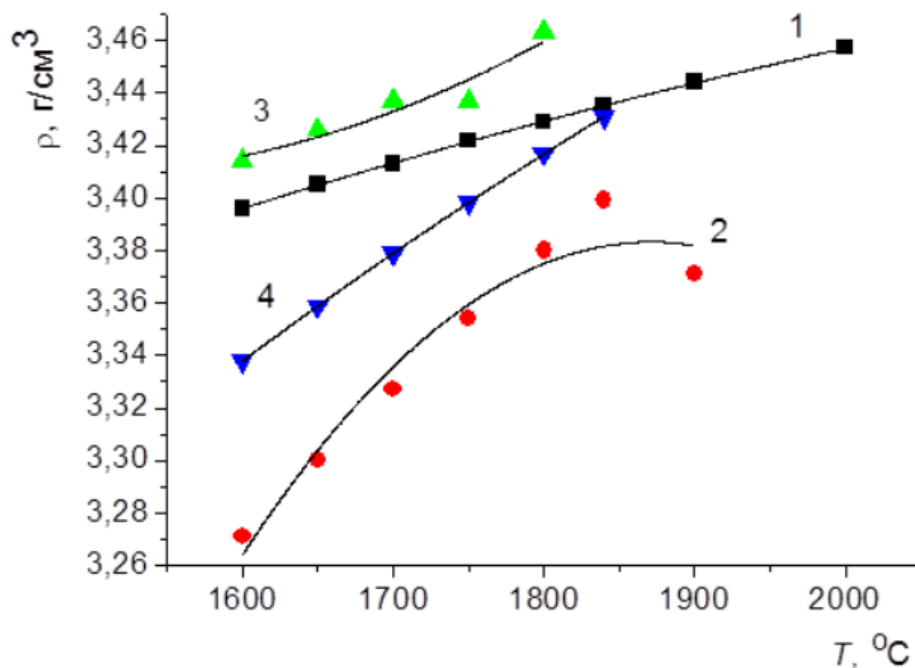


Рис. 1 Залежність від температури спікання густини зразків полікристалів синтезованих в системі Mg–Zn–C [5].

Використовуючи дані з (рис 1) можемо стверджувати, що зразок № 1 з розміром частинок <40 мкм, одержаний класифікацією продукту синтезу, ущільнюється краще, ніж зразок № 2 з тим самим розміром частинок, але одержаний після подрібнення фракцій 80/50 та 50/40.

Автори роботи [6] досліджували зміни фазового складу в системі Mg–Zn–B–C в процесі кристалізації алмазу в умовах високого тиску та температури і його вплив на властивості одержаних монокристалів алмазу. Зерна алмазного порошку, синтезованого в системі Mg–Zn–B–C, в порівнянні з порошком, синтезованим в системі Ni–Mn–C, були більш близькими до круга і еліпса за формою і менш плоскими, мають більше ріжучих крамок на зерно та більший кут загострення.

Для ефективного впливу на процес кристалізації алмазних кристалів необхідно вивчити морфологічні властивості обраного порошку для спікання і фазові перетворення за умов кристалізації, їхній зв'язок з властивостями одержаних кристалів.

Список використаної літератури

1. А. с. 339134 СССР. МПК С 01 В 31/06. Способ наращивания граней алмаза // Б. В. Дерягин, Б. В. Спицын. – Заявл. 10.06.57; Оpubл. 05.05.80, Бюл. № 17.
2. Новые сверхтвердые материалы на основе алмаза: получение, свойства. Обзор / А. А. Шульженко, А. Н. Соколов, В. Г. Гаргин //

Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев, Украина.. ISSN 0203-3119. Сверхтвердые материалы, 2018, № 5. С.10-24

3. Клименко С. А., Манохин А. С., Копейкина М. Ю., Клименко С. Ан., Мельнийчук Ю. А., Чумак А. А. Высокопроизводительная чистовая лезвийная обработка деталей из стали высокой твердости. Под. ред. С. А. Клименко. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля, 2018. – 304 с.
4. Бочечка О.О. Фізико-хімічні основи спікання алмазних порошків під дією високого тиску та високої температури. Київ: Наукова думка, 2019. 240 с.
5. О.О. Бочечка, Г.А. Петасюк, О. І. Чернієнко, О. В. Куц, В. С. Гаврилова, І. О. Гнатенко, В. В. Гаращенко / Вплив складу та властивостей алмазних порошків, синтезованих в системі Mg–Zn–C, на формування з них полікристалів під час спікання за високого тиску // Інструментальне матеріалознавство. Випуск 24. С. 237–249. 2021
6. О. І. Чернієнко, О. О. Бочечка, В. М. Ткач, Н. М. Білявина, Г. А. Петасюк, Л. О. Романко, В. С. Гаврилова, Ю. Д. Філатов / Особливості кристалізації алмазу в системі Mg–Zn–B–C // Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, г. Київ, Україна. Сверхтвердые материалы, 2015, № 6. С.18-33.

УДК 004.9:621.7

ПРО МОЖЛИВІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ СТВОРЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Т. О. Макруха (м. Кропивницький)

Економіко-технологічний інститут імені Роберта Ельворті,
вул. Євгена Чикаленка 3, 25006, м. Кропивницький, Україна

tmakruha@gmail.com

Відповідно до наказу Міністерства освіти і науки України № 109 від 03.02.2022 та наказу Міністерства освіти і науки України № 987 від 04.11.2022, однією з пріоритетних наукових та науково-технічних тем є дослідження технології 3D-друку (адитивні технології).

Аддитивні технології – це технології, при яких майбутні деталі створюються на вільній області простору (платформі, яка спочатку є порожньою) шляхом пошарового нарощування і додавання певного матеріалу у потрібні місця [1].

Сьогодні існує багато способів 3D-друку [2]:

- 1) екструзійний: моделювання методом пошарового наплавлення (Fusing Deposition Modeling, FDM) або виробництво методом наплавлення ниток (Fused Filament Fabrication, FFF);
- 2) фотополімеризація: стереолітографія (Stereolithography, SLA або SL); цифрова світлодіодна проекція (Digital Light Processing, DLP); Polyjet; багатоструменеве моделювання (Multi Jet modeling, MJM);
- 3) гранулювання: вибіркове лазерне спікання (Selective Laser Sintering, SLS); вибіркове теплове спікання (Selective Heat Sintering, SHS); кольоровий струменевий друк (Color Jet Printing, CJP) (раніше технологія мала назву Three-Dimensional Printing – 3DP);
- 4) ламінування: виготовлення об'єктів методом ламінування (LOM – Laminated Object Manufacturing) або ламінування пластикових листів (PSL – Plastic Sheet Lamination).

Однак, одним із перспективних напрямів матеріалознавства є створення деталей машин та механізмів на основі композиційних матеріалів за допомогою адитивних технологій.

Так, автори роботи [3] показали можливість створення композиційних сумішей на основі синтетичних полімерів і наповнювачів та обладнання для 3D-друку ними. В статті [3] зазначено, що використання композиційних матеріалів замість традиційних матеріалів дозволяє суттєво зменшити вагу виробу, при цьому не змінюючи характеристики міцності даного матеріалу. Визначено, що перспективними для використання в якості конструкційних матеріалів є полімерні композиційні матеріали на основі металевих порошків, високоміцних органічних (арамідних) і вуглецевих волокнистих наповнювачів з полімерною матрицею. Зазначено, що найбільше розмаїття властивостей вдається отримати з використанням твердих наповнювачів різної природи (метали, кераміка, полімери) і структури.

Автор роботи [4] показав можливість створення полімерних мікрокомполімерів розроблено електропровідні філаменти та створено 3D вироби з них. Показано, що розроблені філаменти та кінцеві 3D вироби з них проявляють антимікробну активність до штамів умовно-патогенних мікроорганізмів *Staphylococcus aureus*, *Escherichia coli*, *Pseudomonas aeruginosa* та дріжджоподібних грибів *Candida albicans* та противірусну активність до аденовірусу людини 2 типу та вірусу грипу

типу А – H1N1, а відтак є перспективними матеріалами для адитивного формування виробів для їх застосування в різних сферах медицини та харчової промисловості.

Таким чином, за допомогою адитивних технологій можна створювати нові композиційні матеріали з унікальним поєднанням властивостей.

Список використаної літератури

1. Гречко О. М. Сучасні адитивні технології та 3D-друк. Огляд останніх досягнень в різних сферах людського життя. / Вісник Національного технічного університету «ХПІ». Серія: Проблеми удосконалювання електричних машин і апаратів. Теорія і практика. – № 1, – 2019. – С. 63-75.
2. Масючок О. П. Адитивні технології полімерних матеріалів (Огляд) / О. П. Масючок, М. В. Юрженко, Р. В. Колісник, М. Г. Кораб // АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, № 5, – 2020, – С. 53-60.
3. Поліщук А. Композиційні суміші на основі синтетичних полімерів і наповнювачів та обладнання для 3D-друку ними / А. Поліщук, О. Поліщук, С. Лісевич, Є. Урбанюк, М. Рубанка // Вісник Хмельницького національного університету, – Том 1, – №2, – 2023 (319). – С. 252-262.
4. Масючок О. П. закономірності адитивного формування 3D виробів із полілактиду та композитів на його основі / Дис. на здобуття ступеня к.т.н. за спеціальністю 05.03.06 – Зварювання та споріднені процеси і технології. // Київ. – 2021. – 200 с.

КУБІЧНИЙ АПАРАТ ВИСОКОГО ТИСКУ І ЙОГО МОЖЛИВОСТІ ПО ГЕНЕРАЦІЇ ТИСКУ

А. М. Пацик (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна,

Pacik.andr@gmail.com

На сьогодні щорічно в світі випускаються десятки млрд. карат порошоків надтвердих матеріалів (алмазу і кубічного нітриду бору) і похідних матеріалів з них (полікристалів, композитів), при цьому більша частина таких матеріалів випускається китайськими підприємствами (близько 20 млрд. карат в рік). Для випуску такої продукції в Китаї використовують шестипуансонні пресові установки і кубічні апарати високого тиску (АВТ). Для генерації в робочому об'ємі АВТ тисків більше 2 ГПа використовуються тверді матеріали з низьким коефіцієнтом внутрішнього тертя, найбільш поширеним серед яких є пірофіліт.

В даній роботі проведено розрахунок тиску в робочому об'ємі шестипуансонного пресу китайського виробництва ZR 800. Основні характеристики преса; діаметр робочого циліндра – 800 мм; максимальний тиск масла в циліндрі – 110 МПа; номінальне зусилля одного циліндру $F = 55$ МН, відповідно шести циліндрів 330 МН.

Основний принцип роботи АВТ з твердофазовим середовищем передачі тиску є утворення прокладки стиснення без витікання (деформованого ущільнення), яка закупорює робочий об'єм (контейнер) за рахунок сил поверхневого тертя. Для розрахунків нам потрібні наступні дані: сторона квадрату площадки пуансона, через яку передається зусилля на комірку високого тиску – 71 мм, кут між площадкою і боковою поверхнею пуансона 42° (138°), висота рівнобедреної трапеції – прокладки стиснення (деформівного ущільнення (ДУ)) – 22 мм.

Для досліджень використовувався пірофілітовий контейнер (куб) з довжиною ребра 86 мм. Пірофіліт – природний мінерал, хімічна формула $\text{Al}_2\text{Si}_4\text{O}_{10}(\text{OH})_2$, другий варіант запису $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$. Рентгенівська густина $2,81 \text{ г/см}^3$, модуль об'ємного стиску при кімнатній температурі в залежності від тиску $K = (25 + 5p)$ ГПа, КТР лінійний–

$6 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$. Пірофілітовий куб з ребром 86 мм важив 1635 г, експериментально визначена густина становила $2,57 \text{ г/см}^3$, враховуючи, що рентгенівська густина пірофіліту $2,81 \text{ г/см}^3$, пористість вихідного куба становила 8,7 %.

При навантаженні частина матеріалу куба видавлюється за межі робочого об'єму в ДУ, основна маса стискується в робочому об'ємі і ущільнюється до безпористого стану.

Коефіцієнт об'ємного стиску речовини виражається формулою

$$\frac{1}{K} = - \frac{1}{V} * \frac{\partial V}{\partial p} \quad (1)$$

Визначемо зміну об'єму під дією тиску

$$\Delta V = - \frac{V_0}{K} \nabla p \quad (2)$$

В нас $K = (25 + 5p)$, запишемо рівняння в диференційному вигляді і проінтегруємо по тиску в межах від атмосферного до p_0 , при цьому p_0 може набувати любых значень більше атмосферного тиску.

$$dV = - \frac{V_0}{K} dp = - \frac{V_0}{25+5p} dp \quad (3)$$

$$\frac{V_1}{V_0} = - \int_0^{p_0} \frac{dp}{25+5p} = - \frac{1}{5} \ln(5 + p) \Big|_0^{p_0} = - \frac{1}{5} \ln(1 + \frac{p_0}{5}) \quad (4)$$

В табл. 1 приведені значення зміни об'єму при стисненні і величини ребра стисненого пірофілітового куба від величини p_0 , тобто тиску в робочому об'ємі АВТ.

Таблиця 1. Зміна об'єму і довжини ребра пірофілітового куба при стисненні від величини тиску в робочому об'ємі АВТ.

$p_0, \text{ ГПа}$	$(V_0 - V_1)/V_0$	V_1	$L_1, \text{ мм}$
1	0,036	0,964	79,0
2	0,067	0,933	78,2
3	0,094	0,906	77,4
4	0,118	0,882	76,7
5	0,139	0,861	76,1
6	0,158	0,842	75,54

Прокладка стиснення без витікання для пірофіліту за літературними даними (роботи Герасимовича О.В. на ковадлах Бріджмена) в досліджуваних діапазонах тисків були не менше 1,6 мм.

Деформоване ущільнення це зрізана піраміда. На рис. 1 приведено схематичне зображення зрізаної піраміди (фрагмента деформованого ущільнення, всього таких фрагментів 12, як і ребер куба).

Ребро зрізаної піраміди DC – це товщина ДУ на виході з робочого об’єму АВТ, а ребро MN це товщина прокладки стиснення (ДУ), де припиняється витікання матеріалу. Візьмемо $MN = 1,6$ мм (літературні дані і наші експериментальні дані). Кут NDC приблизно рівний 87° , тоді довжина сторони трапеції DC буде рівна:

$$DC = 1,6 + 2 \cdot 22 \cdot \operatorname{tg} 3^\circ = 3,9 \text{ mm}$$

Сторона стисненого пірофілітового куба буде рівна:

$$L = 71 + 2 \cdot 3,9 \cdot \sin 45^\circ = 76,5 \text{ mm}$$

Порівняємо одержане значення з приведеними в табл.1. при тиску 4 ГПа довжина ребра куба 76,7 мм, а при 5 ГПа – 76,1 мм. Тиск, при якому за кімнатної температури довжина ребра пірофілітового куба в АВТ з стороною квадрата площадки пуансона 71 мм становить 4,35 ГПа.

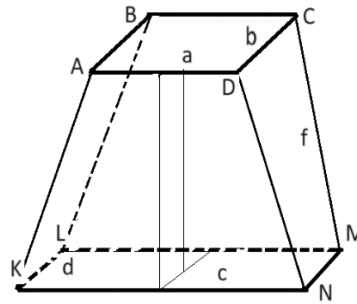


Рис. 1. Схематичне зображення зрізаної піраміди (фрагмента деформованого ущільнення).

Висновок

При стисненні пірофілітового контейнера в кубічному апараті високого тиску за кімнатної температури можна досягти тиску 4,35 ГПа. Для досягнення вищих тисків необхідно в робочий об'єм АВТ вводити складові з вищими модулями пружності. Нагрів комірки високого тиску також сприятиме підвищенню тиску завдяки термічному розширенню складових робочого об'єму.

Список використаної літератури

1. Синтетические сверхтвердые материалы: в 3-х томах. Т.1. Синтез сверхтвердых материалов /Редкол. Новиков Н.В. (отв. ред.) и др. – Киев: Наук. Думка, 1986. – 280 с.

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ КОСОКУТНОГО ТОНКОГО ТОЧІННЯ ВИРОБІВ З АЛЮМІНІЄВО-МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ МОНОКРИСТАЛІЧНИМИ АЛМАЗНИМИ РІЗЦЯМИ

С. В. Ричев, Л. М. Девін (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна,

richev.sergey@gmail.com

Представлено результати дисертаційної роботи, метою якої було підвищення ефективності процесу косокутного алмазного тонкого точіння поверхонь шляхом вивчення контактних явищ в зоні різання сучасними методами та оптимізація геометричних параметрів різця на цій основі, а також кількісна оцінка ймовірності руйнування різців з монокристалу алмазу при зміні швидкості та глибини різання при тонкому точінні кольорових металів та неметалевих матеріалів (полімерного матеріалу CR39).

Використання алмазного інструменту в процесах механічної обробки широко використовується останні десятиріччя. Однак проблеми підвищення ефективності обробки та стійкості різця, а також вибору видів алмазів для обробки є актуальною науковою темою. В даній роботі були проведені такі дослідження, які також включали особливості косокутного різання. Згідно до мети роботи в роботі були виконані наступні задачі дослідження: встановити основні фактори, що впливають на ефективність алмазного точіння алюмінієво-магнієвого сплаву АМГ6, а також неметалевих матеріалів – полімерного матеріалу CR39 та якість обробки при тонкому точінні; теоретично та експериментально дослідити особливості контактних явищ в зоні обробки; дослідити взаємозв'язок між силами різання під час точіння та параметрами обробленої поверхні при різних режимах різання і геометричних параметрах різця; вдосконалити існуючі моделі формування обробленої поверхні при алмазному точінні; визначити максимальну величину напруження за формулами Т. Н. Лоладзе - А. В. Бетанелі та перевірити їх за допомогою методу скінченних елементів (МСЕ); визначити аналітичні залежності для розрахунку ймовірності руйнування інструменту з урахуванням анізотропії алмазу. Порівняти значення ймовірності руйнування для напруження, які отримані за формулами Т.Н. Лоладзе - А.В. Бетанелі та МСЕ і зробити висновки.

Наукова новизна отриманих результатів

1. Вперше встановлено, що максимальні напруження, які були визначені за допомогою МКЕ, знаходяться на відстані $r=(1,3-1,5)$ с від краю різальної кромки (по формулі А.В. Бетанелі $r=2$ с). Максимальна вірогідність руйнування (13%), зафіксована при $v = 110$ м/хв. Це обумовлено виникненням розтягуючих напружень на передній поверхні різця. Після корегування формули А.В. Бетанелі різниця між розрахунками ймовірностей, виконаних з врахуванням напружень по скорегованій формулі і МКЕ, склала 1-16 %.

2. Вперше проведене дослідження акустичної емісії для тонкого косокутного алмазного точіння алюмінієво-магнієвого сплаву АМГ6, а також полімерного матеріалу CR39. Встановлено, що найбільш високий рівень сигналу $AE_{\text{точ}}$ має місце при точінні твердосплавним різцем ВК6, менш високий – при точінні різцем з синтетичним алмазом, та найменший рівень сигналу $AE_{\text{точ}}$ – різцем з природним алмазом. Амплітуда сигналу від тертя $AE_{\text{тр}}$ при алмазному точінні близька до нуля. Для твердосплавного різця цей сигнал вище в декілька раз.

3. Запропонована модифікована кореляційна модель, яка дозволила обчислювати рівень сигналів акустичної емісії при обробці алюмінієвого сплаву природним та синтетичним алмазними монокристалічними різцями.

4. Встановлено, що при обробці полімерного матеріалу CR39 значення шорсткості Ra нижче при обробці природним алмазним різцем, ніж синтетичним монокристалічним різцем. Найбільш ефективним є кут нахилу $\lambda=15^\circ$, який забезпечує стабільність процесу різання та найкращу шорсткість.

5. Вперше встановлено, що при обробці полімерного матеріалу CR39 для синтетичного алмазного різця притаманний приріст сигналу AE при збільшенні кута нахилу λ аналогічно до зростання сил різання. Це пов'язано зі зменшенням заднього кінематичного кута i , як наслідок, збільшення напружень на задній поверхні. Найбільш стабільний процес різання за значеннями шорсткості Ra , також при куті $\lambda = 15^\circ$, при цьому ж куті були отримані мінімальні значення сигналу AE .

АНАЛІЗ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛІВ У РОБОЧОМУ ОБ'ЄМІ ПІД ЧАС СПІКАННЯ НАДТВЕРДИХ КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ cBN–Al–TiC (TiN) ОТРИМАНИХ В РІЗНИХ АПАРАТАХ ВИСОКОГО ТИСКУ ТИПУ "ТОРОЇД" ТА "КЗ"

Я. М. Романенко (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна,

jarlo1@ukr.net

Досліджено та проведено аналіз розрахунків температурних полів в робочому об'ємі під час спікання в апаратах високого тиску методом комп'ютерного моделювання. Відображено зміни температурного поля, потоків тепла та температурних градієнтів в залежності від умов спікання та складу вихідної суміші композиту.

Введення електропровідних фаз TiC та TiN у структуру полікристалічних надтвердих композитів на основі сфалеритного нітриду бору (PCBN) інструментального призначення, відкриває можливість створення електропровідних різальних PCBN матеріалів, які можна обробляти за допомогою електроіскрової обробки, це сприятиме зменшенню витрат у порівнянні з обробкою алмазними інструментами [1].

Якість отриманих пластин суттєво залежить від однорідності температурних полів в робочому об'ємі апарату високого тиску під час спікання. Тому важливо забезпечити умови в робочому об'ємі з низьким температурним градієнтом для одержання однорідності структури та властивостей композитів PCBN.

Мета цієї роботи – розрахувати та провести аналіз температурних полів у робочому об'ємі апаратів високого тиску типу «тороїд» та «ковадло з заглибленням» для композитів систем cBN–Al–TiC (TiN).

Аналіз температурного поля за допомогою комп'ютерної моделі розподілу температурного поля в КВТ методом скінченних елементів у програмному забезпеченні ELCUT 5 проводився для АВТ «тороїд-20» (вставка блок-матриці з твердого сплаву ВК6) та «КЗ-55» (вставка блок-матриці з сталі Р6М5). Вихідними даними служили зняті показники струму та напруги при спіканні одношарових пластин надтвердих композитів систем cBN–Al–TiC та cBN–Al–TiN.

Спінання шихти розділялося на два етапи. На першому, за тиску 2,5 ГПа, температурі 1300 К і тривалості 20 с, алюміній створював електропровідний каркас. На другому, 7,7 ГПа, 2300 К і 60 с, алюміній взаємодівав із нітридом бору, утворюючи неелектропровідний нітрид алюмінію та невелику кількість бориду алюмінію.

Результати досліджень. Згідно рис.1 на другому етапі спінання збільшення вмісту тугоплавкої сполуки в суміші з 8 % до 40 % (мас.) призводить до збільшення температурних градієнтів в комірці АВТ типу «тороїд-20» в центрі шихти: по осі від 10 до 16 К/мм, радіальний від 24 до 34 К/мм. З боку нагрівника: по осі збільшується від 76 до 99 К/мм, а радіальний зменшується від 7 до 5 К/мм.

Основний висновок: температурне поле в АВТ типу «КЗ-55» більш однорідне, ніж у АВТ типу «тороїд-20». Це пов'язано з комбінованим нагріванням комірки високого тиску в «КЗ-55», що забезпечує більш рівномірне розподілення тепла. Щоб забезпечити однорідність спінання шихти в АВТ типу «тороїд-20», рекомендується використовувати комбіноване нагрівання комірки високого тиску.

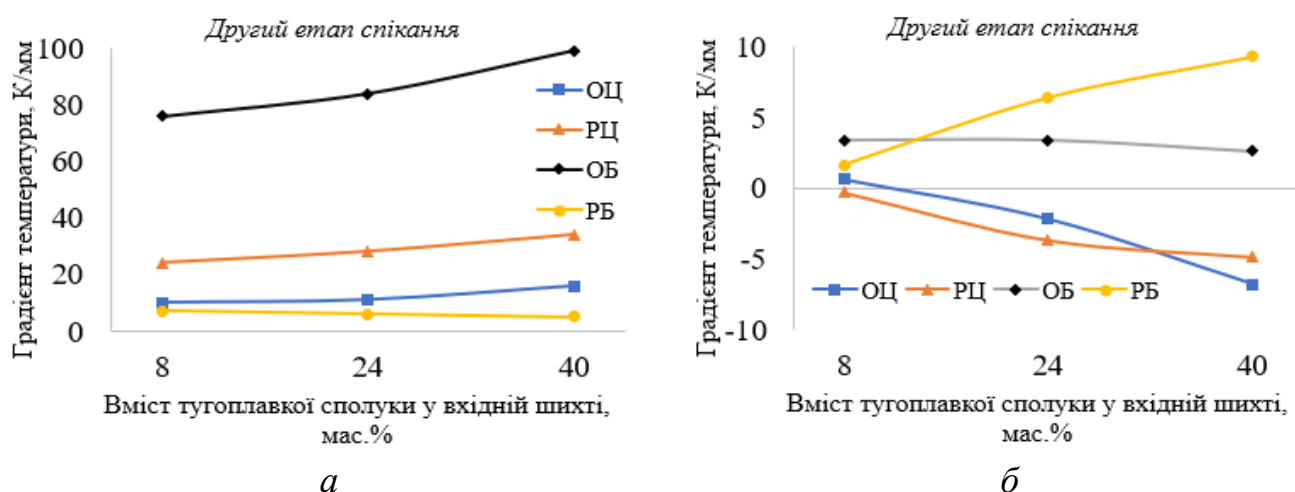


Рис. 1. Графічні залежності зміни градієнтів температури від різного вмісту тугоплавкої сполуки у шихті в АВТ типу «тороїд-20» (а) і в АВТ типу «КЗ-55» (б).

Список використаної літератури

1. Шульженко А. А., Беженарь Н. П., Божко С. А., Боримский А. И., Нагорный П. А., Ващенко А. Н. Новый композит КНБ для использования в сложнопрофильном лезвийном инструменте. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения*. Сб. науч. тр. Вып. 7, Киев: ИСМ им. В. Н. Бакуля, НАН Украины, 2004, – С. 173–176.

EXPLORING THE REACTIVITY OF ALUMINUM POWDER WITH $\text{Mg}_2\text{B}_2\text{O}_5$ ACROSS VARIED PRESSURE AND TEMPERATURE CONDITIONS

Rumiantseva Yuliia¹, Denys Savchenko²,
Piotr Klimczyk¹, Jolanta Laszkiewicz-Lukasik¹, Marcin Podsiadło¹,
Karolina Chat-Wilk¹, Lysovenko Serhiy², Olha Kushch²

¹Siec Badawcza Lukasiewicz - Krakowski Instytut Technologiczny,
ul. Zakopianska, 30-418, Krakow, Poland;

²V. Bakul Institute for Superhard Materials,
Avtozavodska St, 2, 04074, Kyiv, Ukraine

Introduction Magnesium borate ($\text{Mg}_2\text{B}_2\text{O}_5$, MBO) whisker reinforced aluminum matrix composites have low preparation cost, low density, high specific strength and high specific stiffness [1]. These alloy are widely used due to their excellent mechanical properties, however their phase composition and behavior at different “pressure-temperature conditions” weren’t investigated before. Hence, this paper devoted to the phase interaction’s investigation in “ $\text{Mg}_2\text{B}_2\text{O}_5$ –Al” system under the atmospheric and high-pressure conditions.

Experimental procedure The starting materials (aluminum powder with $d=1\ \mu\text{m}$) and $\text{Mg}_2\text{B}_2\text{O}_5$ whiskers (1-2 μm in diameter and 15-20 μm in length) were mixed in a volume ratio of 1:1, corresponding to an atomic ratio of 5:1. Two different sintering methods were employed: Spark Plasma Sintering (SPS) under an argon atmosphere at a pressure of 50 MPa and a temperature of 1500°C, and High-Pressure High-Temperature (HPHT) sintering using a "toroid" type apparatus at a pressure of 7.7 GPa and a temperature of 2000°C. Density, hardness, Young's modulus and Poisson's ratio measurements were done. XRD and SEM investigations have been done for phase composition and microstructure investigations.

Results and Discussions It was initially assumed that magnesium borate whiskers react with aluminum powder according to Eq. 1:



However, the XRD analysis results shown the presence of other phases. Thus, the samples obtained by SPS method were characterized by the presence of MgO, B_2O_3 , AlBO_3 , $\text{Mg}_2\text{Al}_2\text{O}_4$ phases, and the high temperature synthesis method samples were characterized by the presence of MgO, $\text{Mg}_2\text{Al}_2\text{O}_4$,

Al_2O_3 , $\text{Al}_{0.72}\text{B}_2\text{Mg}_{0.2}$ phases. Properties of obtained samples listed at the Table 1. The reactivity between the composites' components is much higher in the case of sintering by SPS method, which in turn causes a smaller amount of unreacted aluminum in sintered composites. As a consequence, such samples are characterized by a higher level of mechanical properties ($\text{HV1}=13.0\pm 2$ GPa; $\text{HV5}=11.15\pm 1.2$ GPa; $E=195$ GPa) in comparison with composites sintered by the method of HPHT synthesis ($\text{HV1}=4.71\pm 0.44$; $\text{HV5}=3.88\pm 0.15$; $E=75$ GPa).

Table 2. Properties of " $\text{Mg}_2\text{B}_2\text{O}_5/\text{Al}$ " samples (HV – Vickers' hardness, E – Young's modulus) sintered by different methods

	Density, g/cm^3	HV1, GPa	HV5, GPa	E, GPa
SPS	3,25	$13,0\pm 2,0$	$11,15\pm 1,2$	195
HPHT	3,29	$4,71\pm 0,44$	$3,88\pm 0,13$	75

Conclusions Obtained results indicate that the sintering method significantly affects both the structure formation and reactivity of the components of aluminum powders and magnesium borate microfibers. A side result of this work is that this system may be promising in terms of a difficult to obtain but promising material with perovskite structure - $\text{Mg}_2\text{Al}_2\text{O}_4$ [2].

Acknowledgements This contribution was created under the support of project 11/01-2022 «Development and research of new composites based on cubic boron nitride for equipping cutting tools used in shock conditions» funded by the National Academy of Sciences of Ukraine (NASU) (state registration number 0122U002232).

References

1. *Proceedings of the 8th Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing*, compiled and edited by Z. Wang, X. Zhang, H. Hu and X. Nie (Springer, USA, 2013).
2. *Optical Materials*, compiled and edited by A. Lushchik, R. Grants, I. Kudryavtseva I. Manika, A. I. Popov, V. Seeman, E. Shablonin, C. Trautmann and E. Vasil'chenko (Elsevier, Estonia, 2023).

ЗНОСОСТІЙКІ НАПЛАВЛЕНІ КОМПОЗИЦІЙНІ ШАРИ НА ОСНОВІ САМОФЛЮСІВНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ NiCrBSi

П. А. Ситников (м. Харків)

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»,
вул. Кирпичова 2, м. Харків, 61002, Україна,

pavel.welder@ukr.net

Самофлюсівні сплави системи NiCrBSi (ПГ-10Н-01, ПГ-12Н-02) є одними з поширених матеріалів, які застосовуються для зміцнення поверхонь деталей ґрунтообробних машин способами наплавлення. Додавання до цих сплавів модифікуючих та зміцнюючих добавок, отриманих самопоширюваним високотемпературним синтезом (СВС), дозволяє одержати в нікелевій матриці нові фази, які забезпечують більшу твердість та зносостійкість наплавлених шарів.

Композиційний матеріал для наплавлення на основі самофлюсівного сплаву системи NiCrBSi (сплаву марки ПГ-10Н-01), модифікований композиційним матеріалом (МКМ), отримано за допомогою СВС-процесу [1]. В якості вихідних матеріалів МКМ використані порошки титану Ti марки ПТМ-1, технічного вуглецю С марки П-803 та вогнетривкої глини марки ПГОСА-0. З метою підсилення термічного ефекту реакції до вихідної шихти були додані алюміній Al у вигляді пудри марки ПАП-1, оксид заліза Fe₂O₃ та термореагуючий порошок марки ПТ-НА-01. Співвідношення порошків було еквімолярним, щоб під час подальшого проходження СВС-процесу відбувся синтез карбідів титану TiC і кремнію SiC стехіометричного складу.

Змішування та механічну активацію шихти виконували в кульовому млині КМ-1 протягом 15 хв при 130 об/хв та співвідношенні 1: 40 маси шихти до маси падаючих тіл (сталевих куль діаметром 6 мм). Після механічної активації максимальний розмір частинок шихти не перевищував 40 мкм. До обробленої шихти було додано 10 % клею «Metylan», після чого спресовано зразок циліндричної форми діаметром 16 мм та висотою 20 мм, який просушували протягом 72 год. Ініціювання СВС-процесу цього зразка здійснювали в середовищі аргону нагрітою ніхромовою спіраллю діаметром 0,8 мм.

На другому етапі одержаний у вигляді спіку МКМ дробили до порошкоподібного стану, після чого в кількості від 10 % до 30 % МКМ додавали до матеріалу матриці – самофлюсівного сплаву ПГ-10Н-01 та проводили механічну активацію протягом 15 хв.

Отриманий композиційний матеріал у вигляді порошку наносили на поверхню зразка зі сталі 65Г шаром товщиною 3 мм, після чого здійснювали дугове наплавлення графітовим електродом діаметром 9,5 мм, при струмі 110 А, на прямій полярності. В якості джерела живлення використовували зварювальний інвертор постійного струму моделі СВ-290 НК.

Методом скануючої електронної мікроскопії встановлено, що структура наплавлених шарів композиційного матеріалу складається з твердого розчину на основі нікелю (γ -Ni) та евтектики γ -Ni–Ni₃B з поодинокими включеннями карбідів B₄C–Cr₃C₂, а також містить тверді зміцнюючі фази у вигляді карбідів TiC та SiC. При збільшенні вмісту МКМ кількість TiC та SiC в наплавленому шарі збільшується і, відповідно, підвищується його мікротвердість та зносостійкість.

Мікротвердість наплавленого шару композиційного матеріалу складу 10 % МКМ + 90 % ПГ-10Н-01 становить 660 HV, 20 % МКМ + 80 % ПГ-10Н-01 – 720 HV, 30 % МКМ + 70 % ПГ-10Н-01 – 760 HV, що перевищує мікротвердість шару сплаву ПГ-10Н-01, яка дорівнює 510 HV. В процесі зношування по закріпленим абразивним частинкам відносна зносостійкість наплавленого шару складу 10 % МКМ + 90 % ПГ-10Н-01 у 1,8 рази, 20 % МКМ + 80 % ПГ-10Н-01 – у 2,4 рази, 30 % МКМ + 70 % ПГ-10Н-01 – у 3,5 рази є більшою у порівнянні з зносостійкістю наплавленого шару сплаву ПГ-10Н-01.

Проведені експлуатаційні випробування в умовах Фермерського господарства «Кам'януватка» (Кіровоградська область) комплектів стрілочних лап культиватору КПП-8, зміцнених зі зворотного боку за схемою «носок-робочі леза» композиційним матеріалом складу 10 % МКМ + 90 % ПГ-10Н-01 довели, що відносна зносостійкість зміцнених лап в 1,7 разів є більшою у порівнянні з незміцненими.

Список використаної літератури

1. Лузан С.О., Ситников П.А. Структура та властивості наплавлених шарів композиційним матеріалом, який одержано з використанням СВС-процесу. Вісник Хмельницького національного технічного університету. Серія: Технічні науки. 2023. №.4 (321). С. 194–201. DOI: <https://doi.org/10.31891/2307-5732-2023-323-4-194-201>

ВПЛИВ ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ПОКРИВУ АЛМАЗНИХ ЧАСТИНОК В СИСТЕМІ С – W – O НА ОКИСНЕННЯ АЛМАЗНОГО НАНОПОРОШКУ

Т. О. Куриляк (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна

В Інституті надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України створено нанокомпозит "алмаз-карбід вольфраму" шляхом спікання в умовах високих тиску та температури алмазних нанопорошків детонаційного та статичного синтезу з добавками наночастинок вольфраму, введенними хімічним способом.

Для оцінки взаємодії в системі W–C–O при спіканні композиту було вивчено кінетику окиснення алмазного нанопорошку статичного синтезу АСМ5 0,1/0 без добавок і з добавками нанопорошків вольфраму або оксиду WO_3 . Для встановлення природи функціональних груп на поверхні модифікованого і немодифікованого алмазу використовували метод ІЧ – спектроскопії. ІЧ - спектри досліджуваних зразків показано на рис. 1.

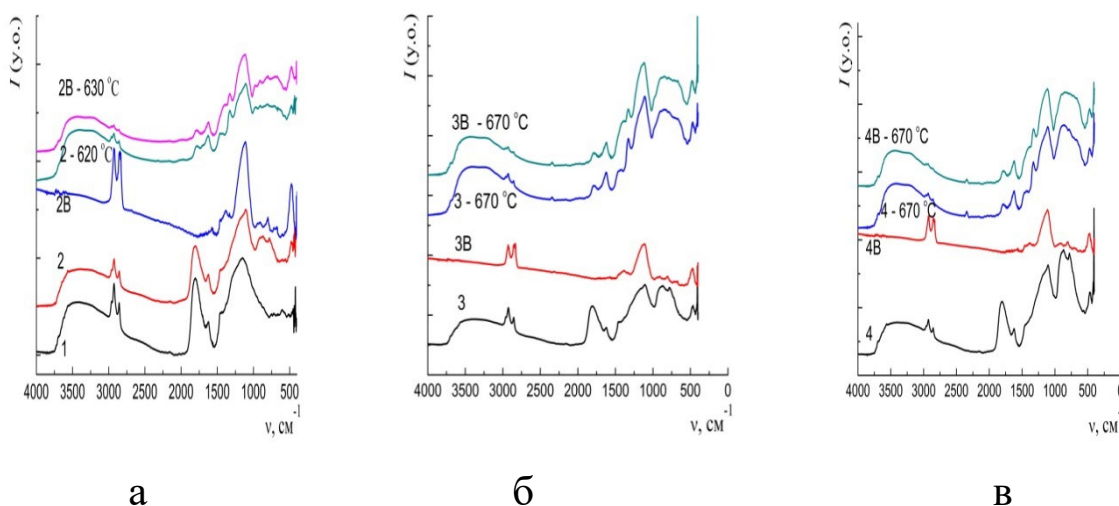


Рис. 1. Спектри поглинання в ІЧ-області досліджуваних алмазних нанопорошків з вмістом добавок а – 1 % ; б – 3 % ; в – 5 %.

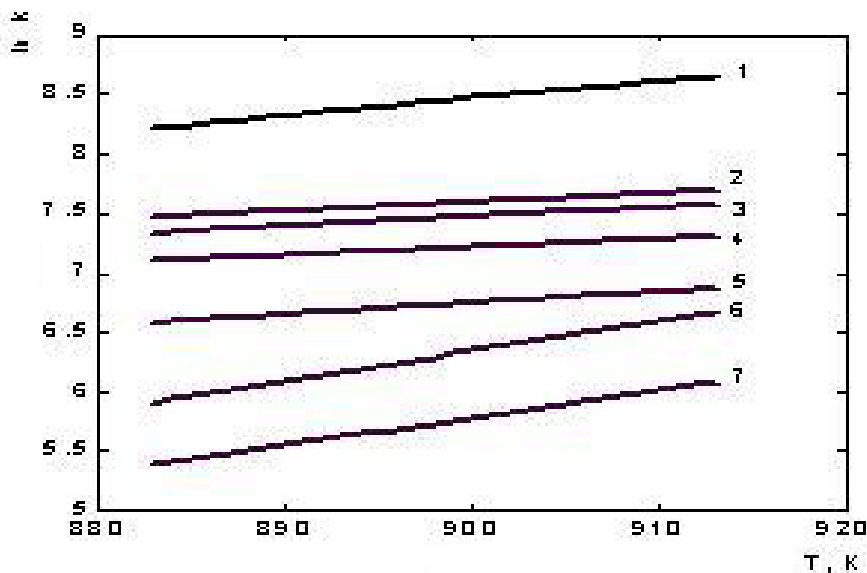


Рис. 2. Залежність від температури констант швидкості окиснення на перших ділянках кінетичних кривих алмазного порошку без добавок (1) та з добавками 1 % W (2), 1 % WO₃ (3), 3 % W (4), 5 % W (5), 3 % WO₃ (6), 5 % WO₃ (7).

В присутності вольфраму відбувається зменшення швидкості окиснення алмазу (рис. 2), яке пояснюється утворенням в результаті хімічного модифікування вольфрамом поверхні алмазних частинок менш активних центрів, частка яких тим більша, чим більше вольфраму в зразку. Такими центрами є зв'язки W – O, яким відповідають смуги поглинання в області 970-820 см⁻¹, і зв'язки W – C, які мають смуги поглинання при 1067, 1144 та 1220 см⁻¹. Зниження швидкості окиснення алмазу у присутності вольфраму зумовлюється утворенням у результаті хімічного модифікування поверхні алмазу вольфрамом менш активних центрів, частка яких збільшується зі збільшенням вмісту вольфраму у суміші з нанопорошком алмазу [1], відповідно до реакцій: WO_{3(газ)} + 4C_(алмаз) = WC + 3CO та WO_{3(газ)} + 2,5C_(алмаз) = WC + 1,5CO₂.

Інгібуюча дія вольфраму на процес окиснення алмазу не залежить від способу введення вольфрамовмісних сполук в суміш з нанопорошком алмазу за рахунок того, що карбонові центри поверхні алмазу реагують не з частинками WO₃ безпосередньо, а з молекулами газоподібного оксиду.

Список використаної літератури

1. Zabuga V. Ya. Et al. «Effect of tungsten on the oxidation kinetics of diamond nanopowder» Journal of Superhard Materials. 1 (2016): 8–17.

УДК 621.762. 3

ВПЛИВ ВМІСТУ SiO_2 І УЛЬТРАЗВУКОВОЇ ОБРОБКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОПОРИСТОЇ КЕРАМІКИ СКЛАДУ $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$

Н. А. Шаповалов, С. О. Руденький (м. Київ)

Національний технічний університет України

“Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”,

просп. Берестейський 37, м. Київ, 03056, Україна,

nikita.shapovaloff@gmail.com

Завдяки своїм специфічним властивостям – високій температурним стійкості і ударній міцності, низькій теплопровідності, а також стійкості до агресивних середовищ керамічні матеріали на основі $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ знаходять широке застосування в новітній техніці та технологіях [1].

Вирішити багато технічних завдань можна шляхом створення технологій виготовлення капілярно-пористих тіл з контрольованим розміром нанопор [2].

Перспективним матеріалом у цьому напрямі є оксидна високопориста кераміка на основі нанопорошків, отриманих сучасними способами – золь-гель технологією, плазмовою чи кріохімічною технологіями.

В даній роботі вивчався вплив вмісту діоксиду кремнію та ультразвуку на формування пористої структури оксидної високопористої кераміки на основі нанопорошків оксидів алюмінію та діоксиду кремнію. Об'єктом дослідження є зразки кераміки системи $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ із вмістом 20, 30, 40, 50 об. % SiO_2 . При цьому використовували кріохімічний $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ з середнім розміром частинок 80-100 нм та нанопорошок оксиду кремнію марки А-175 з середнім розміром частинок 20-30 нм.

Вихідні порошки $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ та SiO_2 відповідно до складу кераміки змішуємо в лопастному змішувачі протягом 2-3 годин, з додаванням необхідної кількості дистильованої води. Після операції змішування шихта (в вигляді суспензії) піддавалась ультразвуковій обробці протягом 30 хвилин. Після чого оброблену суспензію сушили за температури 60-70 °С до 15-20 % вологості та протирали через сито з розміром вічок 100 мкм.

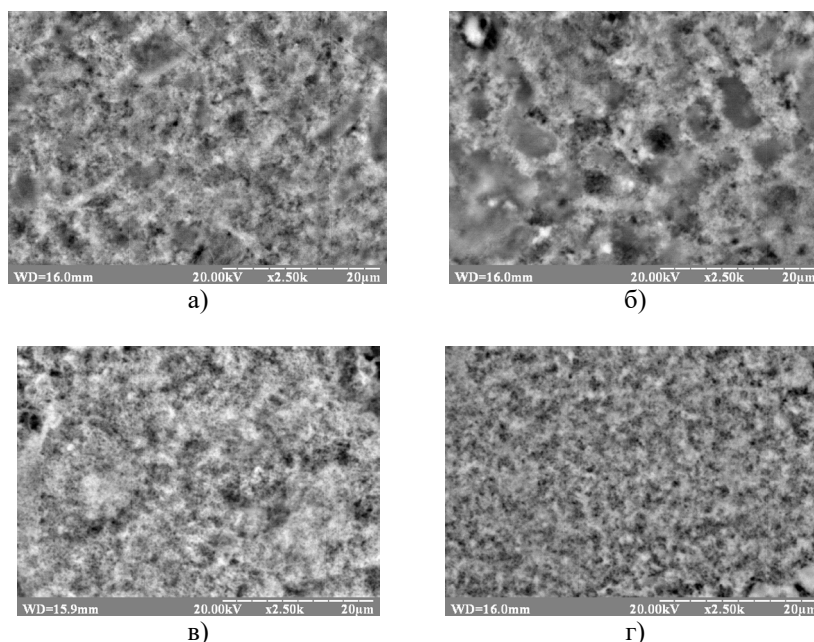
Із суміші порошків оксидів виготовляли пресовки розміром $\varnothing 10 \times 10$ в металевій прес-формі під тиском 100 МПа.

Спікання пресовок проводилося в алундових контейнерах у електричній муфельній печі на повітрі. На першому етапі здійснювався плавний підйом температури зі швидкістю 50 °С/год до 200-250 °С. Далі підвищення температури до ізотермічної витримки (1300 °С і $\tau = 1$ год) проходило з швидкістю 200 °С/год.

Охолодження кераміки проходило зі швидкістю 200 °С/год.

Досліджено рентгенофазовий склад оксидної кераміки, пористість, розмір та розподіл пор за розмірами, міцність на стиск.

За результатами електронної мікроскопії зламу зразків кераміки складу $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ можна зробити висновок, що при вмісті 50 об. % SiO_2 і застосуванні ультразвукової обробки 30 хв. отримуємо більш рівномірну структуру з більшою кількістю пор розміром 15-20 нм, хоча структура пор біпориста.



а) Al_2O_3 - 20 об. % SiO_2 ; б) Al_2O_3 - 30 об. % SiO_2 ; в) Al_2O_3 - 40 об. % SiO_2 ; г) Al_2O_3 - 50 об. % SiO_2

Рис. 1. Мікроструктури зламу зразків кераміки.

В роботі показано, що в залежності від вмісту 30 і 40 об. % SiO_2 в системі $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ з таких порошків можна отримувати кераміку пористістю 60-70 %, з середнім діаметром пор 15-20 нм і міцністю на стиснення 25-15 МПа.

Список використаної літератури

1. Лукин Е.С. Оксидная керамика нового поколения и области ее применения / Е.С. Лукин, Н.А. Макаров, А.И. Козлов [и др.] // Стекло и керамика. – 2008. – № 10. – С. 28-31
2. М. Рассемакин, С.М. Хайрнасов, С.О. Руденький. Свойства капиллярной структуры на основе оксида алюминия для контурных тепловых труб // Наукові вісті. – 2003. – №6. – С.40-45.

ВПЛИВ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ЗМІНУ ОДНОРІДНОСТІ ЗА МІЦНІСТЮ ТА ЛІНІЙНИМИ РОЗМІРАМИ ШЛІФПОРОШКІВ АЛМАЗУ МАРКИ АС6 ЗЕРНИСТОСТЕЙ 100/80-160/125

В. В. Тимошенко, Т. О. Косенчук (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна

Для розвитку машинобудівельної галузі важливим напрямком є застосування ефективних абразивних інструментів на основі порошків синтетичного алмазу. При алмазно-абразивній обробці поверхні деталей на зносостійкість та ефективність роботи шліфувального інструменту впливають характеристики алмазних порошків, які формуються в процесі синтезу алмазу, сортування та класифікації. В інструментальному виробництві широко застосовуються порошки синтетичного алмазу марок АС6 при обробці твердого сплаву, кераміки, скла та інших крихких матеріалів. Одним з найважливіших шляхів досягнення більш високого класу оброблюваної поверхні і збільшення зносостійкості алмазного інструменту є підвищення однорідності алмазних порошків за характеристиками міцності та лінійними розмірами.

В Інституті надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України розроблено технологію отримання шліфпорошків алмазу марок АС4-АС50, яка включає подрібнення алмазної сировини, її розділення за крупністю та формою зерен алмазу. При виготовленні шліфувального інструменту більш поширено використовуються алмази зернистостей

100/80, 125/100 і 160/125, тому дослідження проводили на алмазах цих зернистостей.

Було виготовлено зразки вихідних алмазів вказаних зернистостей в яких оцінювали їх властивості. В порошках визначали фізико-механічні характеристики: міцність у вигляді руйнуючого навантаження при статичному стисненні коефіцієнти однорідності за міцністю та лінійними розмірами.

Як показали дослідження, вихідні шліфпорошки алмазу різних зернистостей за величиною міцності відносяться до марки АС6, вміст основної в порошках знаходиться на рівні 72-74 %. Коефіцієнти однорідності для цих зернистостей в середньому становлять: за лінійними розмірами 21 % та за міцністю 24 %.

Тому для покращення властивостей шліфпорошків алмазу зернистостей 100/80-160/125 їх піддавали фізико-механічному обробки з метою отримання порошків алмазу більш високої міцності та однорідних за міцністю і лінійними розмірами. Спочатку алмази окремих зернистостей піддавали подрібненню, а потім ультразвукової обробці. Для усунення двійників, друз, слабких зерен дроблення проводили в планетарному млину. Для більшого повного знищення дефектних зерен виконували ультразвукову обробку.

При ультразвуковій обробці порошкового матеріалу у рідині виникають локальні області стиску та розширення, які швидко чергуються. Рідина в локальних зонах підпадає під тиск, що вище порогового значення напруги розтягування, тобто вище тиску насичення пари. Її цілісність руйнується, виникають кавітаційні пухирці – пароподібні порожнини з газами, які виділяються з рідини в середину пухирців. Пухирці ростуть і під впливом зовнішнього тиску миттєво руйнуються. У частинках матеріалу, що знаходиться в зоні кавітації, формується напружений стан, який призводить до виникнення мікротріщин. На поверхні, що утворилася, абсорбуються молекули рідини, виконуючи розклинювання. Під дією миттєвої локальної зміни місцевого тиску в рідині пухирці можуть різко стискатись і розширюватись, а температура газу в середині пухирців може коливатися у широких межах та досягати кількох сотень градусів за Цельсієм.

В розчинених в рідині газах міститься більше кисню у відсотковому відношенні, ніж у повітрі, тому гази в пухирцях при кавітації хімічно більш агресивні, ніж атмосферне повітря, що приводить до процесів окислення твердої фази. Усі вищезазнані процеси руйнують тверду фазу. В остаточному рахунку це призводить до

руйнування слабких дефектних, пластинчастих зерен алмазу.

Проведення фізико-механічної обробки (дроблення в планетарному млині і обробки в ультразвуковій ванні) алмазних шліфпорошків зернистостей 100/80, 125/100 і 160/125 за рахунок руйнування слабких пластинчастих і дефектних зерен дозволило зменшити у середньому середній розмір зерен вихідних шліфпорошків на 7 %, що призвело до отримання більш ізометричних зерен алмазу, що сприяло збільшенню вмісту в них основної фракції на 4,5 %, та забезпечило підвищення коефіцієнта однорідності за лінійними розмірами на 8 %.

При цьому міцність шліфпорошків алмазу зернистостей 100/80, 125/100 і 160/125 збільшується незначно в межах марки АС6, однак коефіцієнт однорідності за міцністю збільшується від 7 до 10 %.

Для підвищення вмісту основної фракції та зростання коефіцієнтів однорідності за лінійними розмірами додатково була виконана класифікація на ситах R-20. Результати додаткової класифікації на ситах R-20 показали, що в результаті проведення фізико-механічної обробки шліфпорошків алмазу зернистостей 100/80 – 160/125 було отримано порошки вузьких зернистостей 100/90, 125/115 і 160/150 з підвищеним вмістом основної фракції, приблизно на 10 %, що сприяє збільшенню коефіцієнта однорідності за лінійними розмірами не менше ніж у 1,5 рази.

Таким чином, фізико-механічна обробка (дроблення в планетарному млині і обробка в ультразвуковій ванні) алмазних шліфпорошків зернистостей 100/80, 125/100 і 160/125 сприяє підвищенню їх однорідності за міцністю та лінійними розмірами.

КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ НА ОСНОВІ Ni З Al_2O_3 КОНДЕНСОВАНІ З ПАРОВОЇ ФАЗИ

С. І. Макаренко, А. В. Козирєв (м. Київ)

Київський національний університет будівництва і архітектури,

просп. Повітрофлотський 31, м. Київ, 03037, Україна

artem.v.kozyrev@gmail.com

Дана робота присвячена одержанню дисперсно-зміцнених композиційних матеріалів на основі нікелевих сплавів, легованих оксидом алюмінію. Ці матеріали були одержані методом електронно-променевої випаровування і подальшої конденсації із парової фази. Цей метод дозволяє одержувати пересичені тверді розчини, високодисперсні покриття та інші термодинамічно нерівноважні системи, проте вимагає суворого дотримання технологічного режиму на всіх етапах виробництва. Властивості таким матеріалів є вкрай структурно чутливими, а структура, в свою чергу, вкрай залежна від найменших відхилень технологічних параметрів.

Ця робота присвячена вивченню стадії конденсації парового потоку на поверхні підкладки та її ролі у досягненні певних механічних властивостей конденсованих матеріалів. Об'єктом дослідження були матеріали на основі Ni і Cr (з 20 мас. % Ni), леговані Al_2O_3 . Зразки конденсованих матеріалів із різним вмістом легуючої добавки були одержані на потужностях Науково-виробничого підприємства "Елтехмаш" (м. Вінниця) [1] і досліджено в ході спільних робіт ІІМ НАН України та КНУБА [2, 3].

Було встановлено, що добавка Al_2O_3 помітно змінює величину відносного подовження зразків конденсованого матеріалу. Залежність цієї величини від кількості добавки має в цілому експоненційний характер, проте із значним відхиленням в області 0,2-0,5 мас. % Al_2O_3 (рис. 1). Це добре корелює із локальним підвищенням меж міцності і плинності. Помітно, що позитивний ефект добавки є значно вищим при конденсації парового потоку на підкладку, нагріту до 1000 °С, ніж до 700 °С. Збільшення пластичності відбувається внаслідок виконання структурної умови: середній розмір зерна металевої матриці дорівнює відстані між дисперсними частинками зміцнюючої фази [4]. Одержані матеріали за міцністю не поступаються промисловим дисперсно-зміцненим матеріалам на основі Ni (2 % HfO_2), що одержуються методами порошкової металургії.

Шляхом розкладу кривої залежності відносного подовження на функції та екстраполяції встановлено, що відносне відхилення в точці локального максимуму при 700 °С становить близько 1/3, а при 1000 °С збільшується до 2/3. При цьому локальний максимум і межі відхилення дещо зміщуються в область більших концентрацій Al_2O_3 .

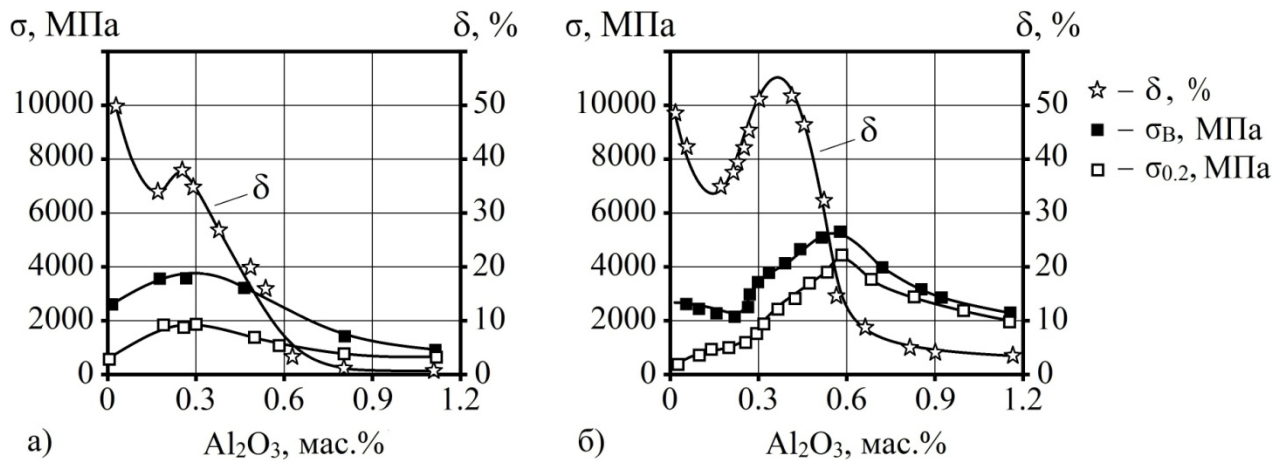


Рис. 1. Залежності меж міцності і плинності та відносного подовження від вмісту Al_2O_3 у матеріалі $\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$ при осадженні парового потоку при 700 °С (а) і 1000 °С (б).

При осадженні Cr-Ni кореляція властивостей була менш помітна. Збільшення меж міцності та плинності відбувалось у більш широкому інтервалі концентрацій Al_2O_3 (до 1 мас. %), імовірно, внаслідок більш інтенсивної міжфазної взаємодії компонентів у порівнянні із чистим нікелем.

В результаті проведених досліджень встановлено, що досягнення високого рівня механічних властивостей залежить не лише від оптимального співвідношення компонентів, але і від кінетики процесів конденсації.

Список використаної літератури

1. N.I. Grechanyuk, G.A. Baglyuk, P.P. Kucherenko et al. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 56, No.1-2: 113 (2017); <https://doi.org/10.1007/s11106-017-9878-4>
2. M.I. Grechanyuk, V.G. Grechanyuk, A.M. Manulyk et al. Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii, 20, No.3: 0683 (2022); <https://doi.org/10.15407/nnn.20.03.683>

3. M.I. Grechanyuk, V.G. Grechanyuk, V.A. Shapovalov et al. Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologiithis, **20**, No.4: 0883 (2022); <https://doi.org/10.15407/nnn.20.04.883>
4. B. Movchan, K. Yakovchuk, Special Electrometallurgy, No 2: 10 (2004).

УДК 621.9

ІНСТРУМЕНТ ДЛЯ ОБРОБКИ ЧАВУНІВ ОСОБЛИВОСТІ І ВЛАСТИВОСТІ

TOOL FOR PROCESSING CAST IRON FEATURES AND PROPERTIES

І. А. Коваленко (м.Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, 04074, м. Київ, Україна,

koig@ukr.net

Розглядається важливість вибору оптимального різального інструмента для обробки різних типів чавуну. Висвітлюється використання нових матеріалів в інструменті, які відрізняються підвищеними властивостями супротиву зношуванню і руйнуванню. Акцентовано увагу на особливостях обробки високоміцного та сірого чавунів, а також на необхідності застосування покриттів для інструментів, зокрема на основі оксиду алюмінію. Розглянуто підходи до охолодження інструменту та рекомендації щодо параметрів різання для ефективної обробки чавуну.

The importance of choosing the optimal cutting tool for machining different types of cast iron is discussed. The article highlights the use of new materials in the tool, which are characterized by increased wear and fracture resistance properties. Attention is focused on the peculiarities of machining high-strength and gray cast iron, as well as the need for tool coatings, in particular, aluminum oxide-based coatings. Approaches to tool cooling and recommendations for cutting parameters for effective machining of cast iron are considered.

Металургія та металообробка завжди були важливими секторами промисловості, вдосконалення яких сприяли розвитку цивілізації. Від епохи бронзи до сучасних високотехнологічних індустрій, обробка металів відіграє ключову роль у виготовленні виробів, які використовуються в нашому повсякденному житті. Специфіка обробки різних видів металів вимагає глибокого розуміння їх властивостей. Розглянемо особливості сірого та високоміцного чавунів, їх роль в металообробці, а також сучасні методи та інструменти, які дозволяють оптимізувати процес обробки цих матеріалів [1].

Чавун – це залізний сплав, який історично використовується в різних галузях промисловості завдяки своїм унікальним властивостям. Зокрема, сірий та високоміцний чавун мають свої характеристики, які впливають на їхнє застосування у металообробці [4].

Обробка металів – одна з основних операцій в металообробці, завдяки якій отримують вироби потрібної форми та розміру. Для виготовлення багатьох деталей і конструкцій часто використовуються сірий та високоміцний чавун. Особливості цих матеріалів визначають вибір методів та інструментів для їхньої обробки [6].

Чавун, завдяки своїй унікальній структурі з графітом, вимагає особливого підходу під час обробки. Він може бути твердим як сталь або навіть суттєво м'якшим в залежності від його типу, але його графітна складова робить обробку викликом.

Основні типи чавуну, такі як зносостійкий, високоміцний та вермикулярний, мають різні властивості, які впливають на інструмент під час обробки. Наприклад, вермикулярний чавун, який має графіт у формі вермикулітів, вимагає використання інструменту з підвищеною твердістю та здібністю до демпфування вібрацій [2].

Особливості інструменту для обробки чавуну:

вібростійкість - обробка чавуну супроводжується вібрацією через його графітну структуру. Інструмент повинен мати демпфуючі властивості для зменшення інтенсивності вібрацій;

твердість - для ефективної обробки чавуну інструмент повинен мати високу твердість, щоб уникнути швидкого зношування;

термостійкість - під час різання чавуну відбувається підвищене тепловиділення, тому інструмент повинен бути здатний витримувати високі температури [8].

Особливості обробки чавуну:

підвищені температури (через структуру чавуну, під час обробки можуть виникати підвищені температури);

вища швидкість різання (чавун, особливо вермикулярний, може вимагати вищих швидкостей різання для оптимального відділення матеріалу припуску);

нерівномірна якість поверхні (під час обробки частки чавуну можуть випадати, залишаючи нерівності на обробленій поверхні);

вібрації (значні вібрації можуть призвести до проблем зі стійкістю інструменту, забезпеченням точності та якості обробки) [9].

Також важливо враховувати вибір оптимальних параметрів різання для різних видів чавуну. Наприклад, при обробці високоміцних чавунів рекомендується використовувати нижчі швидкості і глибину різання, порівняно з обробкою сірого чавуну, але при цьому залишаючи великі подачі.

Ще одним аспектом, який потребує уваги, є техніка охолодження. Оскільки високоміцний чавун відрізняється великою твердістю, що викликає інтенсивне зношування інструменту, рекомендується використовувати охолодження при обробці таких матеріалів. Охолодження сприяє зменшенню температури в зоні різання, що знижує ризик перегріву, зносу та руйнування інструмента, а також поліпшує якість обробленої поверхні [10].

Додатково, вибір інструмента також може залежати від конкретної задачі: чи це груба лезова обробка, чи чистова лезова обробка, чи потрібне фінішне шліфування. Для грубої обробки іноді обирають інструменти з більшою жорсткістю, але меншою стійкістю до зношування, тоді як для чистової обробки потрібний інструмент з високою стійкістю до зношування.

Правильний вибір інструменту для обробки чавуну, з урахуванням його особливостей та властивостей, є ключовим фактором для забезпечення високої продуктивності виробництва і якості виробів. Новітні технології та матеріали для різальних інструментів постійно розвиваються, щоб відповідати високим вимогам сучасного виробництва [11].

Основна відмінність сірого чавуну від інших типів чавунів полягає в наявності в ньому пластинчастого графіту. Ці пластинки графіту розділяють металеву основу чавуну, створюючи своєрідний "шаруватий" структурний вигляд матеріалу. Внаслідок цього, при обробці сірого чавуну стружка має підвищену ломкість. Це полегшує процес різання, забезпечуючи кращу оброблюваність матеріалу [5].

На відміну від сірого чавуну, високоміцний чавун має в своєму складі значно більше кремнію, а також різних легуючих елементів і карбідів. Ці компоненти забезпечують високу твердість матеріалу. З цієї

причини обробка високоміцного чавуну може визивати деякі складнощі. Збільшена твердість металу ускладнює різання, що потребує спеціалізованого інструменту та оптимальних режимів обробки [7].

У результаті при обробці високоміцного чавуну розхід інструменту у три рази більше, ніж при обробці сірого чавуну. Тому для ефективної обробки високоміцних чавунів потрібно використовувати спеціальні інструменти та підходи [8].

Також при обробці таких матеріалів виділяється значна кількість тепла, що негативно впливає на стійкість різального інструмента. Тому на інструменти, призначені для обробки чавуну, наноситься багат шарове покриття. Основний шар цього покриття складається з оксиду алюмінію (Al_2O_3), який має високу термічну стабільність і не вступає в реакцію зі складовими чавуну, забезпечуючи захист від зношування інструменту за хімічним механізмом. Крім оксиду алюмінію, в покриття входять шари карбонітриду титану (TiCN), що додатково підвищує зносостійкість інструмента [3].

Завдяки сучасним матеріалам та технологіям, таким як багат шарове покриття на різальних інструментах, можна забезпечити високу продуктивність та тривалий термін служби інструменту при обробці таких складних матеріалів, як високоміцний чавун.

Список літературних джерел

1. The Effect of Metallurgical Variables on the Machinability of Compacted Graphite Iron / S. Dawson, I. Hollinger and other. – SinterCast, 2014 [Electronic resource]. – Access mode: <https://sintercast.com/media/1571/sintercast-the-effect-of-metallurgical-variables-on-the-machinability-of-compacted-graphite-iron-1.pdf>.
2. Machining of gray cast irons and compacted graphite iron / B.Tasdelen, M.Escursell, G.Grenmyr, L.Nyborg // Swedish Production Symposium. – 2007.
3. Critical assessment of compacted graphite cast iron machinability in the milling process / L.R.R. daSilva, F.C.R. Souza, W.L. Guesser and other // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – August. – P. 63–74.
4. Araki T. Influence of Metallurgy on Machinability / T.Araki, S.Yamamoto // Proceed. of the Inter. Symposium on Influence of Metall. on Machinability, 1975. – Vol. 7. – P. 159–173.
5. Чавун з вермикулярним графітом : навчально-методичний комплекс для студентів денної і заочної форм навчання / В.М.

- Кропівний, О.В. Кузик, А.В. Кропівна, Г.М. Засінець ; заг. ред. В.М. Кропівного. – Кропивницький : Видавець В.Ф. Лисенко, 2019. – 222 с.
6. ISO 16112-2017 Compacted (vermicular) graphite cast irons Classification.
7. Кропівна А.В. Аналіз та гармонізація національних до міжнародних стандартів якісних показників чавунів з вермикулярним графітом / А.В. Кропівна, О.В. Кузик // Центральноукраїнський науковий вісник. Сер. Технічні науки : зб. наук. пр. – Кропивницький : ЦНТУ, 2020. – Вип. 3 (34). – С. 88–95.
8. Study on surface integrity of compacted graphite iron milled by cemented carbide tools and ceramic tools / Jiahui Niu, Chuanzhen Huang, Rui Su and other.
9. Виговський, Г.М. Визначення режимів обробки торцевими фрезами, оснащеними надтвердими матеріалами, при чорновій обробці сірого чавуну / Г.М. Виговський, В.М. Бушля // Процеси механічної обробки в машинобудуванні. – 2012. – Вип. 13. – С. 28–38.
10. Milling Forces of Compacted Graphite Iron (CGI) and Gray Iron (GI) / Y.Guo, C.Y. Wang, H.Yuan and other.
11. Радкевич, С.І. Оброблюваність чавунів при фінішному торцевому фрезеруванні плоских поверхонь надтвердими матеріалами / С.І. Радкевич, Л.Є. Глембоцька, П.П. Мельничук // Технічна інженерія. – 2021. – № 1 (87). – С. 38–48.

ВИКОРИСТАННЯ ІНСТРУМЕНТУ ІЗ НАДТВЕРДИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ОБРОБКИ ЗАГАРТОВАНИХ СТАЛЕЙ

Я. П. Коваленко (м. Житомир)

Державний університет «Житомирська політехніка»,

вул. Чуднівська 103, м. Житомир, 10005, Україна,

kovalenkoyana50@gmail.com

З впровадженням нових технологій обробки в машинобудуванні йде зростання промислових виробництв, де застосовують лезові ріжучі інструменти із синтетичних надтвердих матеріалів, зокрема полікристалічного кубічного нітриду бору (ПКНБ) та алмазів.

Вітчизняними та зарубіжними науковцями підтверджується значна ефективність при застосуванні такого матеріалу, як ПКНБ, що базується в області застосування важкооброблюваної чистової та напівчистової обробки загартованих сталей при високошвидкісних процесах різання. В деяких випадках чистова обробка таких матеріалів може давати можливість відмовитися від шліфування.

Концентрація кубічного нітриду бору (КНБ) при роботі різального інструмента принципово визначає сфери його застосування. Перша група матеріалів призначена для обробки в умовах високих навантажень. Друга група ефективна при остаточній безударній обробці з високою швидкістю різання. Це пов'язано з тим, що композит з низьким вмістом КНБ характеризується теплопровідністю < 60 Вт/мК і основна кількість тепла, що формується в зоні різання, відводиться зі стружкою [1].

Для створення високоефективних інструментів для обробки матеріалів є доцільним використання інструментів із зносостійкими покриттями. В якості таких покриттів можуть застосовуватися з'єднання тугоплавких металів бора, нітриду, карбіду, карбідонітриду. Такі покриття забезпечують зростання економічності проти дорогих та непоширених металів, та при легуванні збільшують ріжучі властивості інструмента, а саме: 1) забезпечують особливі властивості поверхні – жаростійкість, теплопровідність, заданий коефіцієнт тертя; 2) зростання експлуатаційної стійкості інструментів; 3) дають змогу для створення нових матеріалів з високою конструкційною міцністю.

Список використаної літератури

1. Експериментальні дослідження ефективності інструментів оснащених новими типами композитів з КНБ. Клименко С.А., Клименко С.Ан., Мельнійчук Ю.О., Манохін А.С., Найдено А.Г. XI Всеукраїнська науково-технічна конференція з міжнародною участю “ПРОЦЕСИ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ, ВЕРСТАТИ ТА ІНСТРУМЕНТ” м. Житомир, 5–6 листопада 2021 р.

THE THEORETICAL DESCRIPTION FOR DOMOIC AND OKADAIC ACID DETERMINATION IN OYSTER PRODUCTS BY AN ANODIC ELECTROCHEMICAL SENSING PROCESS ON CONDUCTING POLYMER

Volodymyr V. Tkach^{1,2}, Tetiana V. Morozova³, Marta V. Kushnir¹, José Inácio Ferrão da Paiva Martins², Yana G. Ivanushko⁴, Jarem R. Garcia⁵, Sílvio C. de Oliveira⁶, Necdet Karakoyun⁷, Maria João Monteiro⁸, Petro I. Yagodynets¹

¹Chernivtsi National University, Ukraine;

²Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 4200-465, Rua Dr. Roberto Frias, s/n, Porto, Portugal;

³National Transport University, 02000, Omelianovych-Pavlenko Str. 1, Kyiv, Ukraine;

⁴Bukovinian State Medical University, 58001, Teatralna Sq. 9, Cherniivtsi, Ukraine;

⁵Universidade Estadual de Ponta Grossa, Campus de Uvaranas, Av. Gal. Carlos Cavalcanti, 4748, 84030-900, Ponta Grossa, PR, Brazil;

⁶Universidade Federal de Mato Grosso do Sul, Av. Sen. Felinto. Müller, 1555, C/P. 549, 79074-460, Campo Grande, MS, Brazil;

⁷Yüzüncü Yıl University of Van, Bardakçı, 65090, Tuşba/Van, Türkiye;

⁸ Universidade de Trás-os-Montes e Alto Douro, Quinta de Prados, 5 001-801, Folhadela, Vila Real, Portugal

nightwatcher2401@gmail.com

Oyster poisoning is one of the most frequent seafood intoxication. Depending on the symptoms, there are three to four oyster intoxication syndroms, each one caused by a concrete substance.

These substances come to the oyster organism and accumulate in it, due to the trophic chains. Oyster consumes the toxic algae, accumulating their toxin, which thereby comes to the humans, causing intoxication (Fig. 1):



Fig. 1. Scheme for oyster poisoning by algal toxins.

By this, the selection and separation of oysters, which may or may not be served for humans, becomes extremely important, as some of the oyster toxins may be highly toxic and cause even death.

One of the two oyster toxins are domoic and okadaic acids (Fig. 2):

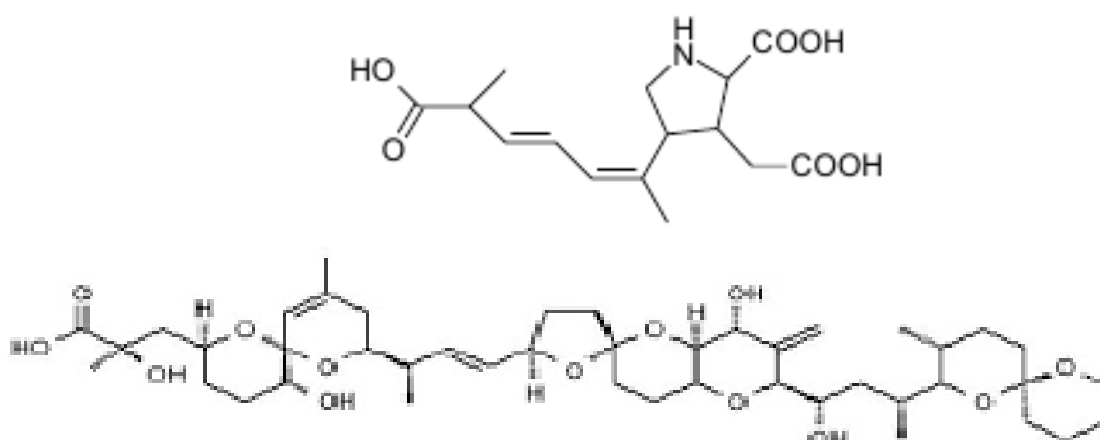


Fig. 2. Domoic and okadaic acids

They are responsible for the amnesic and diarrhetic oyster poisoning correspondently. First of the acids may provoke firstly ulcerogenesis, diarrhea and vomiting. More severe symptoms come afterwards. The other acid may provoke diarrhea and hepatopancreatitis. In order to filter out the intoxicated oysters from the human food, the toxin sensing is necessary, and the electrochemical methods, famous for their rapidity and efficiency may be used for this purpose.

In this work, we investigate the possibility of the determination of domoic and okadaic acids, assisted by conducting polymer anode. The toxic acids become thereby doped and furtherly oxidized.

The analysis of the correspondent trivariant mathematical model confirms the efficiency of the electrochemical sensor as a rapid method for toxin determination in oysters, as the linear dependence between the concentration of both of the analytes and the electrochemical parameter remains observed in wide concentration range.

ВПЛИВ ЧАСУ ПОДРІБНЕННЯ НА ВІДНОСНУ ЩІЛЬНІСТЬ ТА ТВЕРДІСТЬ WC-10FeCrNiWMo КОМПОЗИТИВ ПІСЛЯ ВАКУУМНОГО СПІКАННЯ

С. О. Наконечний, О. І. Юркова (м. Київ)

Національний технічний університет України «Київський
політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Навчально-науковий
інститут матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона,
навчальний корпус 9, вул. Політехнічна 35, м. Київ, 03056, Україна,
s.nakonechniy@kpi.ua

Тверді сплави – тверді та міцні матеріали, що здатні зберігати свої властивості до температур 900-1150 °С і складаються з тугоплавкої сполуки (WC, TiC, TaC) та металевої зв'язки [1]. Однак традиційна Co зв'язка практично вичерпала свої можливості щодо покращення властивостей твердих сплавів, в результаті чого почались пошуки нових металевих зв'язок, включаючи високоентропійні сплави (BEC) [2]. Використання BEC дозволяє суттєво підвищити властивості твердих сплавів але при цьому виникають питання щодо взаємодії компонентів, впливу параметрів отримання, тощо [1].

Метою даної роботи є дослідження впливу часу подрібнення в планетарному млині (200 об/хв.) вихідної порошкової суміші на відносну щільність, середній розмір зерен та твердість WC-10FeCrNiWMo (WC-10BEC) твердих сплавів, отриманих вакуумним спіканням при температурі 1500 °С, протягом 1 год. Детально про отримання FeCrNiWMo BEC описано в роботі [2].

Результати досліджень середнього розміру частинок WC вихідної суміші порошків після подрібнення та зерен WC спечених композитів (рис. 1) показали практично повне збереження вихідного розміру частинок в процесі вакуумного спікання.

Це зумовлено «сповільненою дифузією» FeCrNiWMo BEC, спричиненої входженням в твердий розчин атомів різнорідних елементів, що перешкоджає взаємодії BEC зв'язки з WC та сповільнює ріст зерен.

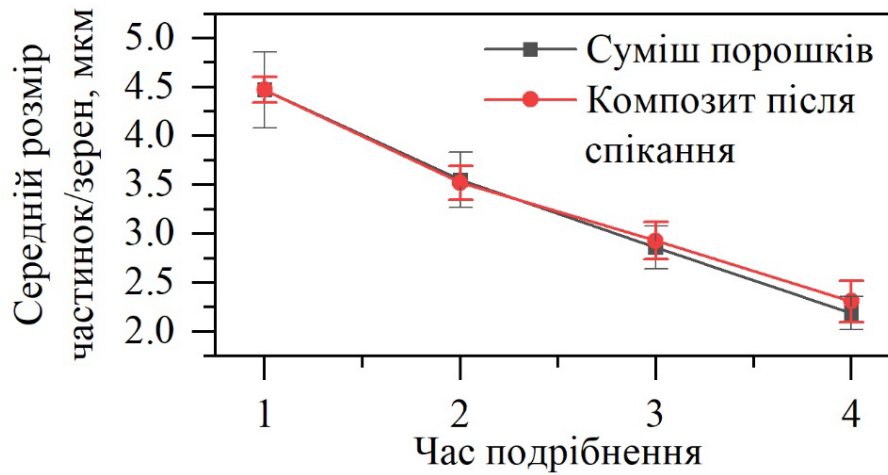


Рис. 1. Вплив часу подрібнення на середній розмір зерен WC-10BES твердих сплавів.

При цьому, зі збільшенням часу подрібнення підвищується відносна щільність (рис. 2а), досягаючи практично 100 % ущільнення, та твердість (рис. 2б) спечених твердих сплавів. Найбільша зміна відносної щільності зі збільшенням часу подрібнення до 2 год викликана більш рівномірним розподілом компонентів суміші між собою, в той час як подальше підвищення часу подрібнення до 4 год. за рахунок зменшення розміру вихідних частинок WC та BES дозволяє більш рівномірно заповнити пори матеріалом BES зв'язки та досягти максимальної щільності. Аналогічно змінюється й твердість спеченого твердого сплаву, досягаючи 94,5 HRA для суміші порошків, отриманої після 4 год подрібнення.

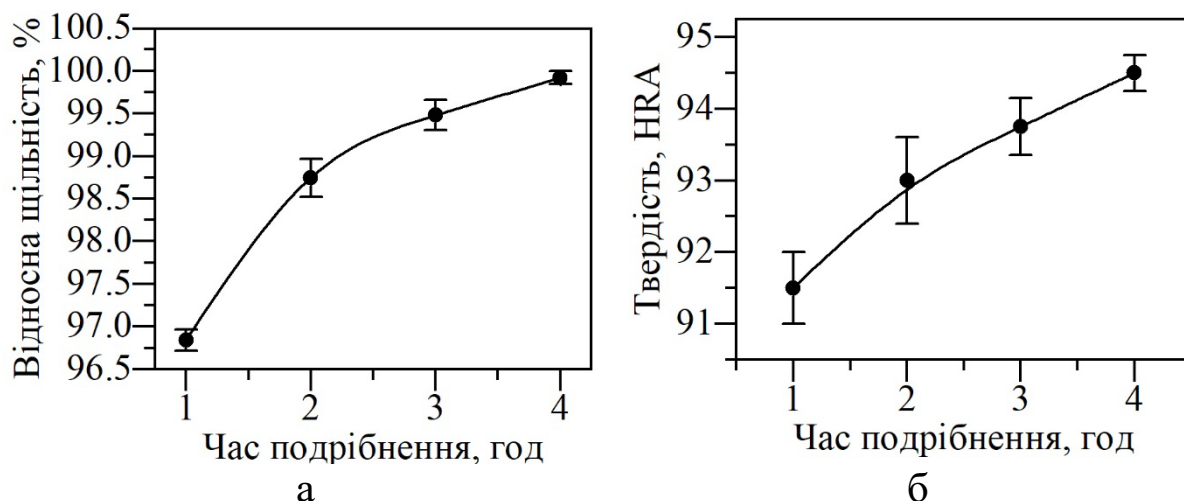


Рис. 2. Вплив часу подрібнення вихідної порошкової суміші на відносну щільність (а) та твердість (б) WC-10FeCrNiWMo композитів після вакуумного спікання.

Список використаної літератури

- [1] L. Prakash, Fundamentals and General Applications of Hardmetals, Comprehensive Hard Materials. (2014) 29–90. <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-096527-7.00002-7>.
- S. Nakonechnyi, A. Yurkova, A. Minitsky, WC-based Cemented Carbides with Nanostructured NiFeCrWMo High-Entropy Alloy Binder, 2022 IEEE 12th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP). (2022). <https://doi.org/10.1109/nap55339.2022.9934594>.

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ МАВ ФАЗИ

М. А. Тесля, С. Ю. Тесля, Ю. І. Богомол, Є. В. Солодкий (м. Київ)

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

просп. Берестейський 37, м. Київ, 03056, Україна,

masakruzkova9@gmail.com

Потрійні сполуки на основі Me-Al-B (МАВ фази) та композиційні матеріали на їх основі мають великий потенціал у різноманітних галузях промисловості: від електроніки до ультра високо-температурних матеріалів [1]. Для цих сполук характерна унікальна комбінація ковалентних, іонних та металевих зв'язків, що наділяє МАВ фази високою тепло- та електропровідністю, стійкістю до окиснення та термічних ударів, високою міцністю [2]. Синтез МАВ фаз є непростим завданням. Відповідно до термодинамічної оцінки та DFT аналізу умов синтезу МАВ фаз [3], їх отримання в чистому вигляді ускладнене за рахунок великої кількості проміжних реакцій. Серед існуючих МАВ особливо цікавою є сполука MoAlB за рахунок її високої міцності на згин – 518 МПа та тріщиностійкості 7,01 МПа*м^{1/2}. Більш того, MoAlB має високу окисну стійкість [4]. Тому, передбачається, що МАВ фази можуть бути корисними при створенні композитів. Метою роботи є встановлення фізико-хімії процесу синтезу фази MoAlB.

Порошки Mo, Al, B_{крис.}, B_{аморф.} та Mo₂B₅ були використані в якості вихідних матеріалів. Вихідні матеріали змішувалися у стехіометричному співвідношенні, що відповідає сполуці MoAlB. Отримано суміші:

(1) $\text{Mo}+1,3\text{Al}+\text{V}_{\text{аморф.}}$; (2) $\text{Mo}+1,3\text{Al}+\text{V}_{\text{крист.}}$; (3) $\text{Mo}_2\text{B}_5+3\text{Mo}+5\text{Al}$ піддавали термічній обробці за температури 1200 °C та ізотермічній витримці 10 хв з одночасним прикладанням тиску 50 МПа в апараті іскро-плазмового спікання.

Результати рентгено-фазового аналізу та дослідження мікроструктури показали, що зразок, виготовлений із суміші 1, має однорідну структуру, що переважно складається із сполуки MoAlB (рис. 1) з незначним вмістом фази Mo_2B_5 та залишкового алюмінію, наявність якого обумовлена використанням його надлишком у вихідній шихті. Використання в якості вихідних реагентів порошку бору з певним ступенем кристалічності та бориду молібдену забезпечує формування невеликої кількості фази MoAlB (рис. 1 спектри 2 та 3). При цьому зафіксовано утворення фаз Mo_2B_5 , Al_8Mo_3 та MoB . Таким чином можна зробити висновок, що для синтезу фази MoAlB найбільш доцільно використовувати порошки чистих елементів Mo , Al та аморфного B .

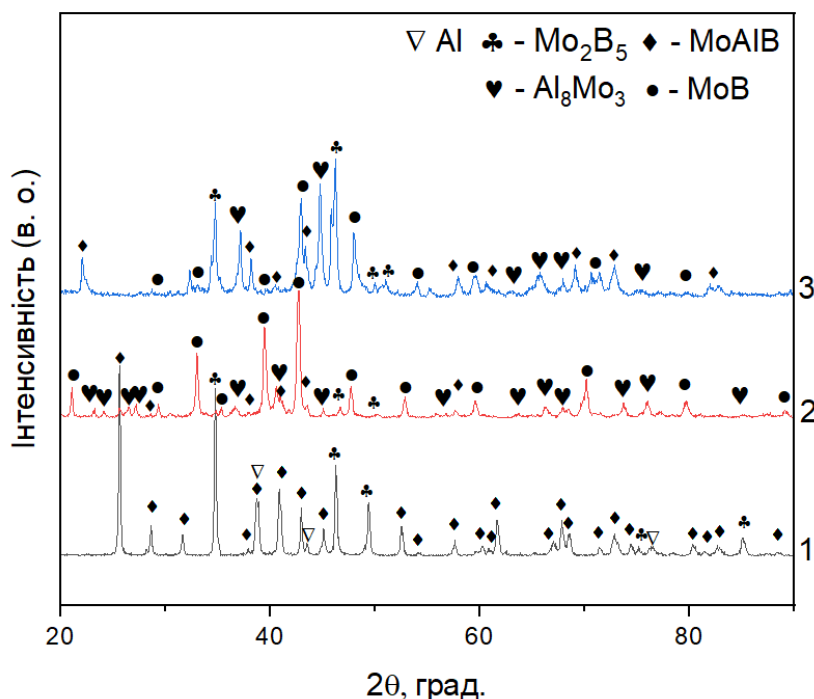


Рис. 1. Результати рентгено-фазового аналізу зразків після синтезу з використанням сумішей (1) $\text{Mo}+1,3\text{Al}+\text{V}_{\text{аморф.}}$; (2) $\text{Mo}+1,3\text{Al}+\text{V}_{\text{крист.}}$; (3) $\text{Mo}_2\text{B}_5+3\text{Mo}+5\text{Al}$.

Список використаної літератури

1. S. Kota et al., "Synthesis and characterization of an alumina forming nanolaminated boride: MoAlB ," Sci Rep, vol. 6, no. 1, pp. 1–11, 2016, doi: 10.1038/srep26475.

2. A. Y. Potanin, E. A. Bashkirov, Y. S. Pogozhev, S. I. Rupasov, and E. A. Levashov, "Synthesis, structure and properties of MAB phase MoAlB ceramics produced by combination of SHS and HP techniques," J Eur Ceram Soc, vol. 42, no. 14, pp. 6379–6390, Nov. 2022, doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2022.07.038.
3. Ali, M. M., Hadi, M. A., Rahman, M. L., Haque, F. H., Haider, A. F. M. Y., & Aftabuzzaman, M. (2019). DFT investigations into the physical properties of a MAB phase Cr₄AlB₄. Journal of Alloys and Compounds, 153547. doi:10.1016/j.jallcom.2019.153547
4. Yongxin Jian, Hongjun Qi, Zhifu Huang, Jian Wang, Hanbing Kong, Jiandong Xing, Preparation, microstructure and mechanical properties of MoAlB-0.15% Si ceramics with superior strength and toughness, Ceramics International, Volume 48, Issue 2, 2022, Pages 1567-1573, <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.09.236>.

ЗАСТОСУВАННЯ ПОЛІКРИСТАЛІЧНОГО КУБІЧНОГО НІТРИДУ БОРУ ПРИ ОБРОБЦІ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ

С. І. Радкевич (м. Житомир)

Державний університет «Житомирська політехніка»,

вул. Чуднівська 103, м. Житомир, 10005, Україна

Ринок конструкційних матеріалів представлений широкою гамою матеріалів. Однак провідне місце серед них досі займають чавуни, завдяки поєднанню високих фізико-механічних властивостей та низької вартості. Крім того, за даними GMK Center світовий ринок виробництва та споживання чавуну зростатиме й надалі. Разом з тим, компанія Sinter Cast AB, яка спеціалізується на виготовленні чавуну з вермикулярним графітом, заявила, що використання розробленої ними нової марки чавуну CGI 550, з границею міцності понад 550 МПа, дозволяє значно зменшити вагу деталей, які виготовляються з них, **забезпечуючи як мінімум** в 1,8 рази більш високу міцність на розрив, і в 2 рази вищу втомну міцність. Однак обробка такого чавуну призводить до швидкого зношування різальних інструментів. Форма графіту і тип матриці

чавуну значно впливають на їх механічні властивості та оброблюваність.

Найпоширенішими інструментальними матеріалами, для виготовлення різальних інструментів для обробки чавуну є: полікристалічний кубічний нітрид бору (PCBN), кераміка та твердосплавні матеріали з покриттям та без. Багато вітчизняних та зарубіжних вчених займаються пошуком ефективних методів підвищення оброблюваності чавунів з вермикулярним графітом і мають чимало здобутків. Зокрема, Стів Доусон і Том Шредер досліджували вплив форми графіту та металевої матриці чавунів на їх оброблюваність, при фрезеруванні інструментами з твердосплавних матеріалів, кераміки та з PCBN. Ними було виявлено, що вермикулярна морфологія графіту призводить до утворення довшої стружки і різних механізмів її утворення з потенційно різним тепловим впливом на пластини, що в свою чергу призводить до різної зношуваності різального інструмента. Їх результати підтверджують ряд досліджень проведених іншими вченими, які вивчають питання оброблюваності CGI.

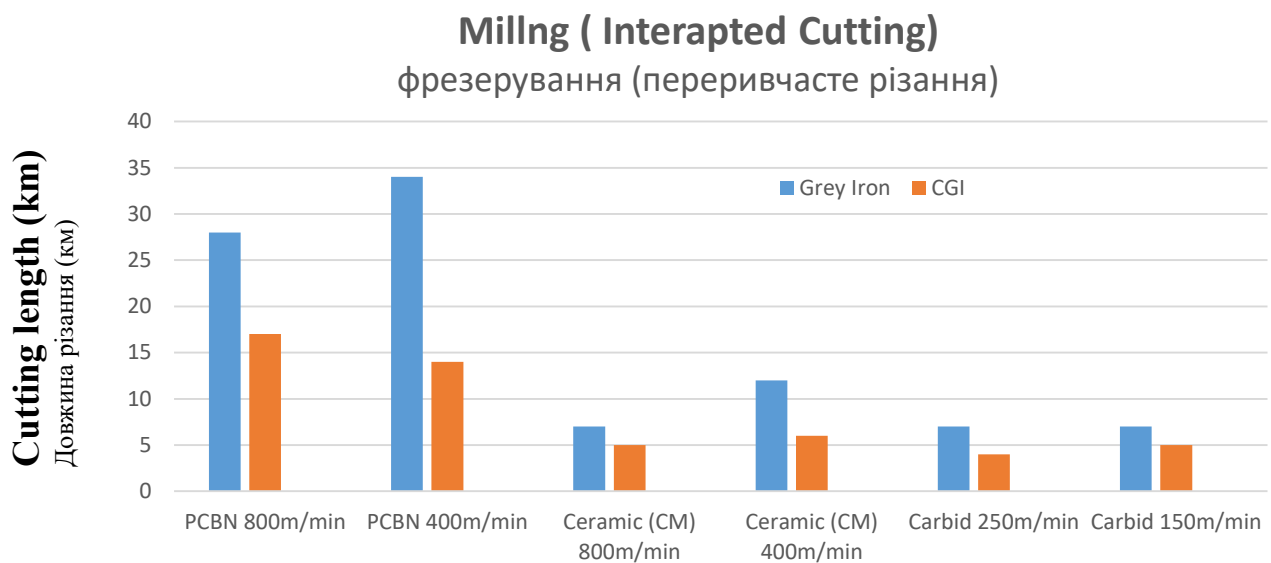


Рис.1. Стійкість інструментів з кубічного нітриду, кераміки та твердосплавних матеріалів при обробці сірого чавуну та чавуну з вермикулярним графітом при різних швидкостях різання, за результатами досліджень Стіва Доусона і Тома Шредера.

Ці дослідження показують, що інструментальні матеріали, на основі кубічного нітриду бора мають переваги по зносостійкості, при обробці чавунів, по відношенню до кераміки та твердосплавних матеріалів. Однак, збільшення зносостійкості при обробці CGI, було

зафіксовано лише в 3 рази, в той час як при обробці сірих чавунів у 7 разів, що з економічної точки зору не є позитивним, так як вартість пластин з PCBN у 5-6 разів більша. Також, ними було виявлено, що при фрезеруванні зі швидкістю різання 800м/хв інструментом з PCBN стійкість його, була більшою, ніж зі швидкістю різання 400м/хв. Пластини з PCBN мають більшу міцність, дають кращу якість обробленої поверхні і знизили знос інструменту для сірих чавунів, але вони не працюють так ефективно для CGI. Спорідненість між пластинами CGI і PCBN призводить до високого дифузійного зносу, який посилюється під час високошвидкісної обробки. Температури які виникають при цьому в зоні різання досягають 1100°C, активують хімічні процеси, знижують міцність матеріалу заготовки і тим самим збільшують його пластичність, що призводить до прискорення зношення інструмента.

Ефективним способом підвищення ефективності обробки CGI інструментами з PCBN може бути нанесення захисних покриттів на їх різальні поверхні та пошук ефективних параметрів різання ними.

УДК 661.883:536.45

ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК КЕРАМІКИ НА ОСНОВІ ДИБОРИДУ ТАНТАЛУ З ДОБАВКОЮ КАРБІДУ ЦИРКОНІЮ

А. С. Локаткіна, П. П. Барвіцький, С. В. Ричев (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,

вул. Автозаводська 2, 04074, м. Київ, Україна,

aslokatkina@gmail.com

Композити на основі дибориду танталу належить до нового класу матеріалів – ультрависокотемпературної кераміки (УВТК), що здатна працювати при екстремальних умовах: в агресивних середовищах, зонах горіння палива та в температурному інтервалі від 1600 до 2700 °С. Такі матеріали перспективні для використання в різних галузях: авіа- і космічного будівництва, відмінні в системах теплового захисту на гіперзвукових космічних апаратах, що повертаються в атмосферу.

Також, до явних переваг матеріалів на основі TaB_2 , є здатність витримувати надвисокі температури з мінімальною деградацією.

Задля зменшення температури та часу спікання а також для підвищення фізико-механічних характеристик матеріалів на основі дибориду танталу, в нашій роботі ми пішли шляхом використання вуглецевовмісних добавок. Так, наприклад, використання добавки карбіду цирконію (ZrC) надає кілька переваг, а саме підвищення механічних характеристик за рахунок утворенню в структурі матеріалу твердих розчинів та підвищення стійкості до окислення отриманої боридної кераміки завдяки утворенню захисного оксидного шару карбіду цирконію, що діє як бар'єр проти подальшого окислення, тим самим підвищуючи загальну довговічність композиту в окисних атмосферах.

Далі наведено результати наших досліджень із залученням різних пропорцій добавок карбіду цирконію та консолідація заданих композитів в умовах гарячого пресування при $1900\text{ }^{\circ}\text{C}$ та тиску 30 МПа . Композитний матеріал, створений із суміші TaB_2 і $20\text{ мас. \% } ZrC$ демонструє високі механічні характеристики (щільність $\rho = 10,28\text{ г/см}^3$, мікротвердість $H_v(9,8\text{ Н}) = 24,2 \pm 0,68\text{ ГПа}$, $K_{Ic}(9,8\text{ Н}) = 11,5 \pm 0,9\text{ МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$, $R_{ст.} = 778,9\text{ ГПа}$). Далі, з додаванням 30 відсотків добавки, матеріал зберіг мікротвердість $H_v(9,8\text{ Н}) = 22,8 \pm 0,8\text{ ГПа}$ і тріщиностійкість $K_{Ic}(9,8\text{ Н}) = 7,05 \pm 1,05\text{ МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$ при густині $\rho = 9,75\text{ г/см}^3$, з мінімальною пористістю. Ми вважаємо, що високі фізико-механічні властивості композитів обумовлені наявністю стабільного ковалентного зв'язку та утворенню твердих розчинів у структурі отриманих матеріалів. Включення частинок ZrC в структуру матеріалу підвищує стійкість до розповсюдження тріщин і підвищує міцність при руйнуванні зразків матеріалу.

Рівень досягнутих механічних характеристик робить перспективним використання розроблених композиційних матеріалів на основі TaB_2 - ZrC в розвитку аерокосмічних технологій, забезпечення безпечного та ефективного дослідження космосу, і до конкретних високотемпературних задач.

МЕТАЛОМАТРИЧНІ КОМПОЗИЦІЙНІ $\text{AlNiCoFeCr}-(\text{B}_4\text{C-TiB}_2)$ ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ ХОЛОДНИМ ГАЗОДИНАМІЧНИМ НАПИЛЕННЯМ

С. О. Наконечний, О. І. Юркова, Д. Луценко (м. Київ)

Національний технічний університет України «Київський
політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Навчально-науковий
інститут матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона,
навчальний корпус 9, вул. Політехнічна 35, м. Київ, 03056, Україна

s.nakonechniy@kpi.ua

Металоматричні композити є одними з найсучасніших матеріалів, що мають великий потенціал для використання в якості покриттів, що вимагають високої твердості, міцності, зносостійкості, та корозійної стійкості [1]. Одними з найбільш цікавих в цьому плані є металоматричні композити на основі високоентропійних сплавів (ВЕС) [2], що володіють високими всебічними властивостями. В якості ж керамічної/твердої складової композиту особливу увагу привертають боридні фази [2].

Метою даної роботи є дослідження металоматричних композиційних $\text{AlNiCoFeCr}-(\text{B}_4\text{C-TiB}_2)$ покриттів, отриманих холодним газодинамічним напиленням (ХГН) при тиску та температурі потоку стисненого повітря 450 °С та 0,9 МПа, відповідно. Детально про процес отримання порошку AlNiCoFeCr ВЕС, отримання суміші $\text{AlNiCoFeCr}-(\text{B}_4\text{C-TiB}_2)$ та її напилення описано в роботі [2].

Спектри рентгенівської дифракції та мікроструктура отриманих $\text{AlNiCoFeCr}-(\text{B}_4\text{C-TiB}_2)$ покриттів представлені на рис. 1. Згідно з рентгеноструктурним аналізом (рис. 1а) покриття складається з 5 фазових складових: ГЦК та ОЦК твердих розчинів заміщення ВЕС, TiB_2 , B_4C та WC . Поява WC пов'язана зі зношенням матеріалу розмельних тіл в процесі змішування в планетарному млині [2]. При цьому, низька інтенсивність та сильне розширення дифракційних максимумів вказують на значне подрібнення структури та високий рівень напружень в отриманих покриттях, що спричинено суто деформаційним механізмом напилення в процесі ХГН.

На мікроструктурі покриття (рис. 1б та в) натомість спостерігається чотирифазний контраст. Згідно енергодисперсійному аналізу найбільш світла фаза у вигляді круглих дрібних включень – це

WC. Світло-сіра фаза найбільш неправильної форми, спричиненої значною пластичною деформацією, належить ОЦК та ГЦК твердим розчинам ВЕС, які неможливо розділити через дрібний розмір та сильну деформацію. Сіра фаза відноситься до керамічної складової B_4C , в той час як поєднання сірої фази з темними включеннями TiB_2 представляють собою композиційні частинки (B_4C-TiB_2).

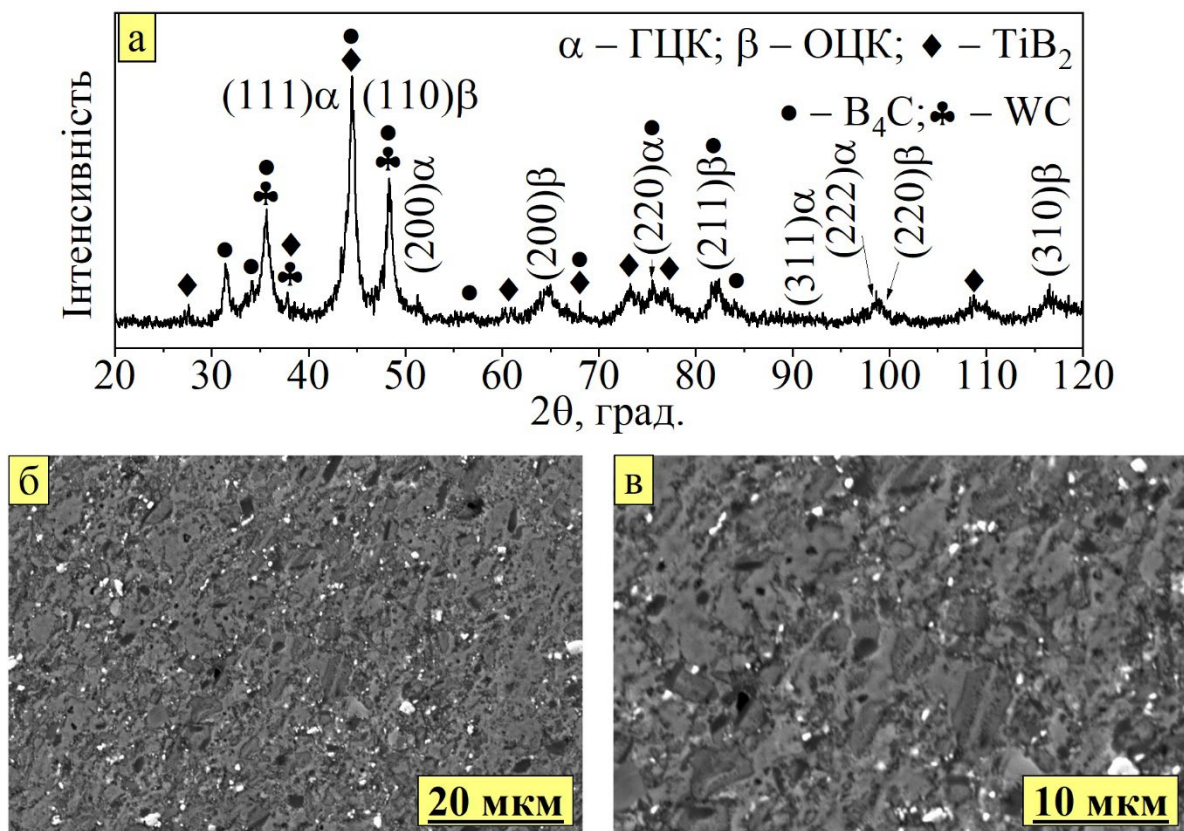


Рис. 1. Спектри рентгенівської дифракції (а) та мікроструктура (б, в) $AlNiCoFeCr-(B_4C-TiB_2)$ покриттів, отриманих холодним газодинамічним напиленням.

Твердість $HV_{0.2}$ становить $11,18 \pm 0,19$ ГПа. Тріщиностійкість K_{IC} (при навантаженні 10 кг) становить $6,88 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. Таким чином, отримане покриття одночасно володіє як високою мікротвердістю, так і тріщиностійкістю.

Список використаної літератури

1. D.K. Rajak, P.H. Wagh, P.L. Menezes, A. Chaudhary, R. Kumar, Critical Overview of Coatings Technology for Metal Matrix Composites, J Bio Tribo Corros. 6 (2019). <https://doi.org/10.1007/s40735-019-0305-x>.
2. S. Nakonechnyi, T. Soloviova, A. Yurkova, I. Solodkiy, P. Loboda, Cold sprayed $AlNiCoFeCr-TiB_2$ metal matrix composite coatings, Vacuum. 213 (2023) 112144. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.112144>.

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ВИХІДНИХ ПОРОШКІВ НА СТРУКТУРУ ПРЕСОВОК НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА

**М. В. Коваленко, Ю. М. Романенко, С. В. Завадюк,
Т. О. Соловйова, П. І. Лобода (м. Київ)**

Національний технічний університет України
“Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”,
просп. Берестейський 37, м. Київ, 03056, Україна,
m.kovalenko-imz24@lpi.kpi.ua

У сучасних виробництвах для отримання виробів методами порошкової металургії використовують, як готові порошки легованих сталей, так і суміші порошків заліза з порошками окремих легуючих елементів, або з порошками комплексних лігатур [1]. Для оптимізації процесу виробництва важливим є дослідження впливу легуючих компонентів та їх гетеродифузії на кінетику процесу спікання, що дозволить створити теоретичну модель процесу спікання в залежності від параметрів вихідних порошків.

Метою даної роботи було порівняння пористої структури зразків із карбонільного заліза та суміші карбонільного заліза з легуючими добавками після спікання (Fe–Mo, Ni, Fe–Si, Fe–Cr).

Експериментальна частина полягала в отриманні дослідних зразків з різним часом витримки (5, 10, 15 і 30 хв) за 900 °С та обробці зображень їх структури. В роботі використано параметр «радіус умовної частинки», який виділявся із зображень структур, як половина відстані між двома поверхнями сусідніх пор, та «характерний» розмір пор (рис. 1).

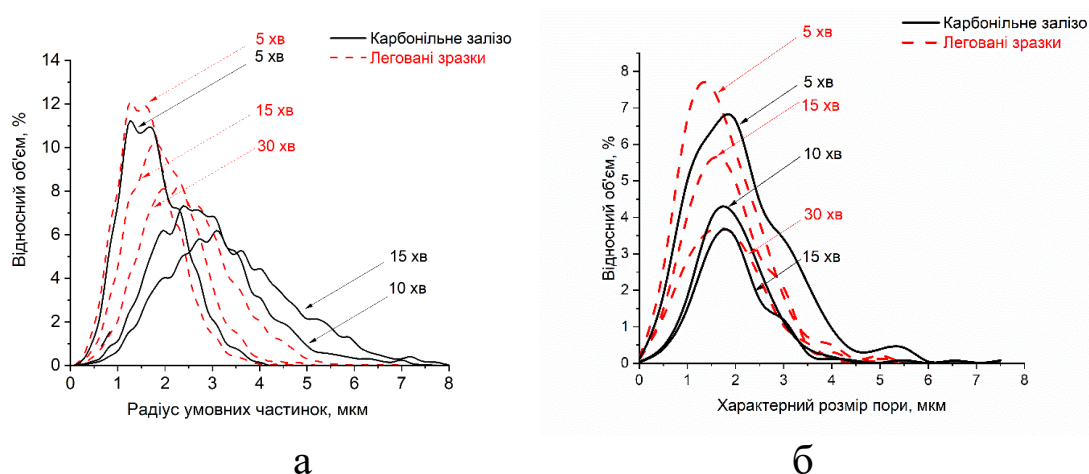


Рис. 1. Зміна розподілу відносного об'єму пор за радіусом умовних частинок (а) та характерним розміром пор (б) під час спікання зразків з карбонільного заліза та зразків з додаванням легуючих компонентів.

Результати дослідження радіуса умовних частинок показують, що цей параметр швидше змінюється у зразків з карбонільного заліза, на відміну від легованого, що пов'язано з нерівномірним запливанням пор за рахунок локальної хімічної неоднорідності. За результатами розрахунків встановлено, що швидкість зростання середнього радіуса умовних частинок для карбонільного заліза у 4,7 разів більша, ніж для легованих зразків. У свою чергу пористість, яка відповідає площі під відповідною кривою розподілу (рис. 1 б), зменшується з 30,03 % (5 хв), 22,13 % (15 хв) до 15,48 % (30 хв) для легованого зразка та з 32,34 % (5 хв) до 14,8 % (10 хв) і 12,6 % (15 хв) для карбонільного заліза. За 30 хв спікання легованого зразка його пористість не досягла значення, як у карбонільного заліза, спеченого за 15 хв.

Виходячи експериментально отриманих результатів може бути виведена загальна залежність середнього радіуса умовних частинок від пористості та середнього розміру вихідних порошків.

Висновки. Параметри пористої структури, є достатньо чутливими та точними для виявлення як загального ходу процесу спікання, так і для виявлення окремих ефектів та механізмів, що відбуваються під час спікання (коалесценція пор, різна швидкість запливання пор різного розміру тощо).

Обраний у дослідженнях параметр, що названий «радіус умовної частинки» з високою чутливістю характеризує процес спікання, а також однозначно пов'язаний з загальною пористістю гіперболічним законом. Крім того було показано що цей параметр пов'язаний з хімічним складом вихідного порошку.

Список використаної літератури

1. New Alloying Systems for Sintered Steels: Critical Aspects of Sintering Behavior / [R. ORO, M. CAMPOS, C. GIERL-MAYER та ін.] // Metallurgical and Materials Transactions A., 2015. – С. 1349–1359.
2. The ABC's of Arc Welding [Електронний ресурс] // Kobelco [офіц. вебсайт]. – Електронні дані. – [2023]. – Режим доступу: https://www.kobelco-welding.jp/russian/education-center/abc/ABC_2009-01.html.

ДО ПИТАННЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХОНЬ ОТВОРІВ В ДЕТАЛЯХ З ВУГЛЕПЛАСТИКУ

О. В. Матошин, С. П. Вислоух (м. Київ)

Національний технічний університет України
“Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”,
просп. Берестейський 37, м. Київ, 03056, Україна

Композитні матеріали, що армовані вуглецевим волокном, широко використовуються в сучасному машино- та приладобудуванні завдяки своїм властивостям. Операція свердління є найбільш часто використовуваною при виготовленні деталей з вуглепластику, що вимагає підвищених показників якості отворів під кріпильні елементи.

Однією з основних проблем при обробленні вуглепластиків є низька якість просвердлених отворів, що зменшує міцність деталей з композиту та призводить до браку деталей на етапі складання виробів. Крім того, швидке зношення різального інструменту, внаслідок абразивної природи композитного матеріалу, вимагає частієї зміни інструмента, що призводить до великих витрат інструментального матеріалу при механічному обробленні деталей [1].

Серед усіх дефектів, що виникають при свердлінні вуглепластику, варто виділити розшарування, оскільки це впливає на допуск при складанні. Експериментальні дослідження показали, що розшарування зазвичай буває двох типів: на вході та виході отвору (рис. 1).

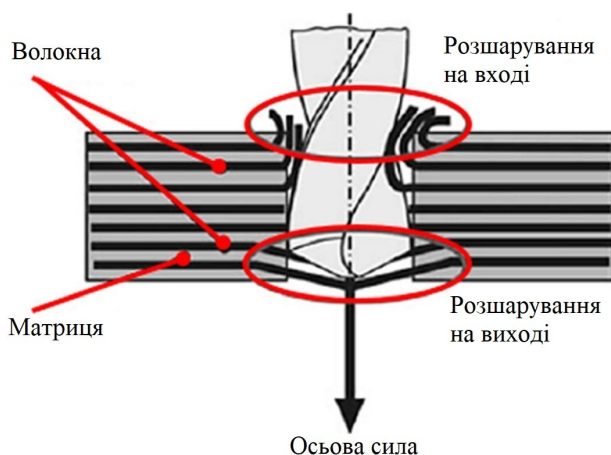


Рис. 1. Типи розшарувань при свердлінні композитних матеріалів.

Розшарування на вході – це область, де шари композиту стають спіралеподібними, коли свердло контактує з поверхнею матеріалу в процесі оброблення деталі. При цьому товщина поверхні отвору зменшується, а нерозрізані шари під свердлом втрачають стійкість до деформації, викликані силою подачі свердла. Це є причиною того, що розшарування на виході спостерігається частіше за

вхідне, тому що міцність з'єднання між шарами зменшується, коли свердло прикладає більшу осьову силу [2].

Також однією з основних характеристик процесу свердління отворів є шорсткість поверхні, яка характеризується величиною мікронерівностей. Просвердлені отвори з великою шорсткістю поверхні призводять до надмірного зносу та втоми матеріалу деталі в процесі її експлуатації. На шорсткість поверхні впливають параметри процесу свердління, параметри різального інструменту та вібрація, що утворюються різальним інструментом.

Якісне свердління композитів залежить від правильного вибору параметрів процесу різання.

Параметри технологічного процесу включають параметри оброблення – подачу та швидкість різання або кількість обертів свердла, та параметри інструменту – тип інструменту, його геометрія, матеріал та його покриття. Параметри оброблення взаємопов'язані з параметрами інструменту і мають прямий вплив як інструмент так і на параметри процесу різання.

Параметри інструмента включають осьову силу та крутний момент, тоді як параметри процесу різання – це розшарування, шорсткість поверхні, розмір отвору та похибка круглості, а також зношування інструменту.

З попередніх досліджень встановлено, що на параметри якості найбільше впливає саме подача, оскільки на пряму впливає на осьову силу, що призводить до розшарування. Для зменшення розшарування потрібна мінімальна осьова сила та крутний момент, що може бути при малій подачі. мінімальні дефекти в просвердленому отворі виникають при збільшенні кількості обертів [1].

Напрямок волокон у вуглепластику відіграє важливу роль у стійкості матеріалу до пошкоджень, утворенні сколів, значенні осьової сили та шорсткості поверхні. Найбільш використовувані послідовності укладки, що рекомендовані багатьма дослідниками – це квазіізотропна структура з рівною кількістю шарів і послідовністю укладання 0° , -45° , 45° і 90° .

Визначено, що цей вибір забезпечує практично оптимальні властивості та може витримувати підвищені навантаження деталі при експлуатації, дозволяє економити матеріал деталі та зменшити її масу.

При обробленні вуглепластикових деталей спіральні свердла є промисловим стандартом і рекомендовані для отримання високої якості просвердлених отворів. При цьому цементовані карбіди вольфраму вважаються найкращим інструментальним матеріалом для свердління деталей із вуглепластику внаслідок їх високих різальних характеристик.

Окрім алмазного покриття, яке має дуже високу вартість, передбачається, що покриття TiAlN дає кращі результати при зменшенні сили різання, покращує шорсткість обробленої поверхні та забезпечує більший період стійкості різального інструменту.

Таким чином, найкращу продуктивність операції свердління та необхідну шорсткість поверхні, а також зменшення виникнення розшарування можна забезпечити шляхом вибору оптимальних режимів різання, вибором типу і матеріалу різального інструменту з відповідним покриттям.

Список використаної літератури

1. Recent advances in drilling of carbon fiber–reinforced polymers for aerospace applications: a review / M. Aamir et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2019. Vol. 105, no. 5-6. P. 2289–2308. URL: <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04348-z>.
2. Lupkin, B., Andrieiev, O., Maiorova, K., Antonyuk, V., Vysloukh, S. (2023). Formation of the quality of holes obtained by drilling in aviation structures made from polymer composite materials. // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 3 (1 (123)), С. 59–67. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.279618>.

УДК 620.22: 546.271: 621.762.5

ОТРИМАННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ $\text{AlB}_{12}\text{-SiC}$

П. П. Барвіцький, А. С. Локаткіна, С. В. Ричев (м. Київ)

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, 04074, м. Київ, Україна,

barvitskp@gmail.com

В роботі описано створення нових легких твердих матеріалів на основі $\text{AlB}_{12}\text{C}_2$ в умовах гарячого пресування. Високі механічні характеристики отриманих нами матеріалів подібні до карбіду бору, що можна пояснити структурними особливостями карбіду бору та додекаборидів алюмінію ($\alpha\text{-AlB}_{12}$ та $\text{AlB}_{12}\text{C}_2$), а саме наявністю практично ідентичних структурних елементів – правильних ікосаедрів з.

атомів бору. Приводом для проведення досліджень стала можливість модифікації такої структури та властивостей шляхом введення добавок. У ході експериментальних досліджень консолідації матеріалів системи $AlB_{12}-SiC$ в умовах гарячого пресування при 30 МПа 1800-1970 °С. визначено оптимальні термобаричні умови для отримання щільних композитів на основі $AlB_{12}C_2$ з комплексом високих механічних та демпфувальних характеристик.

Одна з причин використання добавок, зменшення температури консолідації таких матеріалів на ~200 °С та покращення експлуатаційних та фізико-механічних властивостей шляхом спрямованого створення твердих розчинів у структурі матеріалу.

Для отримання матеріалу використовували спікання порошкової суміші нанопорошку альфа-додекабориду алюмінію та карбіду кремнію. Відносно дешеві нанопорошки (50-150 нм, з питомою поверхнею 21-15 м²/г) $\alpha-AlB_{12}$ синтезовані к.ф.-м.н. В.Б. Муратова (ІФМ НАН України) в роботі використовували h-BN, Al і C в графітових тиглях. Перед спіканням порошки змішували та подрібнювали в планетарному активаторі.

Гаряче пресування двох порошкових сумішей з $\alpha-AlB_{12}$ та добавками 15 (I) і 20 (II) мас.% SiC призводить до утворення керамічних матеріалів, що мають за даними рентгеноструктурного аналізу (I) 88 мас.% $AlB_{12}C_2$ --12 мас.% Al_2O_3-SiC (включення) та (II) 85,5 мас.% $AlB_{12}C_2$ --14,5 мас.% Al_2O_3-SiC (включення) відповідно. Обидва матеріали виявилися легкими (густина $\rho_I=2,6$ г/см³; $\rho_{II}=2,36$ г/см³) і досить щільними (пористість $П_I=5$ %; $П_{II}=16$ %).

Зразки першого (I) матеріалу продемонстрували твердість $HV(49\text{ Н}) = 23,3$ ГПа, тріщиностійкість $K_{1C}(49\text{ Н}) = 5,0$ МПа•м^{0,5}, а зразки другого (II) матеріалу показали $HV(49\text{ Н}) = 25,6$ ГПа, $K_{1C}(49\text{ Н}) = 5,7$ МПа•м^{0,5} відповідно.

Такі матеріали можуть працювати як конструкційні елементи в приладо- і машинобудуванні, авіабудуванні та інших наукоємних галузях промисловості, які з удосконаленням технологій потребують нових матеріалів. А оскільки така кераміка володіє комплексом високих фізико-механічних характеристик, таких як твердість, тріщиностійкість, термостійкість, демпфіруюча здатність, вона може працювати в місцях, де матеріал піддається високим ударним, механічним і температурним навантаженням.

**ФОРМУВАННЯ МІЖФАЗНОЇ ПОВЕРХНІ РОЗДІЛУ В
КОМПОЗИЦІЯХ МАТРИЧНОГО ТИПУ****С. В. Скороход (м. Київ)**

Інститут надтвердих матеріалів НАН України,

вул. Автозаводська 2, м. Київ, 04074, Україна

sv29.skorohod@gmail.com

Кінетика капілярного просочення пористих матриць з діоксиду силіцію, а саме, його активної модифікації – пірогенного кремнезему, є важливою для створення композитів шляхом полімеризації мономерів у порах. Для отримання матеріалів досліджуваного класу з оптимальними властивостями велике має значення знання кінетики просочення та полімеризації. Згідно з літературними даними, крива кінетики капілярного просочення $U(\tau)$ (U – маса просочувальної рідини у зразку) апроксимується рівнянням:

$$U = U_m [1 - \exp(-\lambda\tau)^\alpha],$$

де U_m - максимальний приріст мономеру; λ ; α - характеристики порової структури матеріалу.

Зокрема, λ визначається як показник середнього розміру відкритих капілярних пор, α - як показник однорідності розмірів відкритих капілярних пор. Останній змінюється в інтервалі $0 \leq \alpha \leq 1$. Мінімального чи близького до цього значення він набуває у разі, якщо в досліджуваній системі порова структура представлена порами різного розміру. У разі, коли всі пори системи мають однаковий розмір, показник однорідності розмірів відкритих капілярних пор приймає значення, близьке до одиниці.

Кінетика просочення визначалася шляхом дискретного зважування заздалегідь висушених до постійної маси зразків. Зважування проводилося через 4 та 16 хв після занурення висушеного зразка мономер, а потім через кожні 30 хв до постійної маси. Постійною масою вважалася маса зразка, коли результати двох послідовних зважувань відрізняються лише на 0,1 %. За результатами випробування розраховувалися відносне поглинання мономеру за масою за 4 та 16 хв (відповідно M_1 та M_2), а після вирішення системи рівнянь параметри α та λ :

$$\alpha = 0,72 \ln [\ln (1-M_2) / \ln (1- M_1)];$$

$$\ln \lambda = \ln [- \ln (1-M_2)] / \alpha$$

Дослідження проводили на зразках, спечених при 973 К або після гідротермальної обробки при тиску 0,8 МПа протягом 6 годин, які мають пористість 18 %.

Таблиця 1. Залежність параметрів порової структури зразку від зернистості алмазів

Марка та зернистість алмазу	Показник однорідності розмірів пор	Показник середнього розміру пор	Максимальне заповнення пор мономером
АСМ 14/10	0,812	7,273	0,969
АСМ 28/20	0,756	7,450	0,973
АС4 50/40	0,714	7,911	0,982
АС4 80/63	0,692	8,431	0,975
АС4 125/100	0,536	8,621	0,988

Основні фактори, що впливають на параметри α та λ , - розмір та концентрація зерен абразиву (алмазу або кубоніту). Розрахункові значення параметрів порової структури для спечених зразків, наповнених алмазами з концентрацією 100 %, для різної зернистості абразиву наведено у табл. 1. Розрахункові та експериментальні залежності для зразків, наповнених кубонітом КР 125/100 з різною концентрацією, показані на рис. 1. Можна констатувати досить задовільний збіг апроксимуючої кривої та експериментальних даних. Щодо впливу умов термообробки на кінетику вбирання метилметакрилату, то, як видно з рис. 1, спечені зразки повільніше (порівняно зі зразками після автоклаву) вбирають мономер на початковій ділянці і швидше - на кінцевому. Використання як наповнювач алмазів АС4 дає якісно аналогічну картину з близькими значеннями характерного часу капілярного просочення.

Заповнення пор пресовок з пірогенного діоксиду силіцію метилметакрилатом відбувається під дією капілярного тиску, величина якого зростає при зменшенні діаметра пор. Однак, оскільки поровий простір зразка заповнений повітрям, насамперед заповнюються більші порожнини, а потім відбувається перерозподіл мономеру на користь найдрібніших капілярів. Пологі ділянки кривих, що описують кінетику просочення наповнених кремнеземних матриць метилметакрилатом (рис.1), відповідають найтоншим порам, що заповнюються в останню

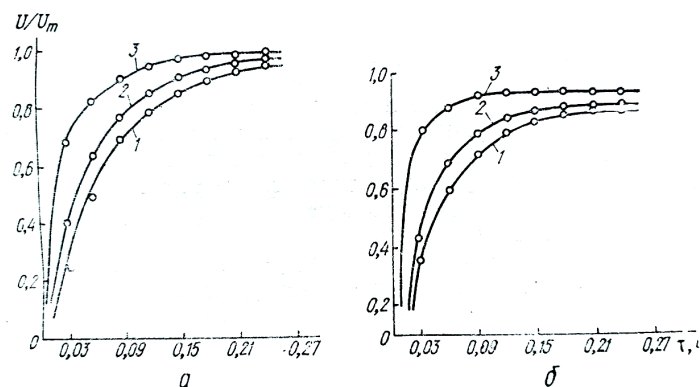


Рис. 1. Часова залежність просочення метилметакрилатом спечених (а) та після автоклаву (б) кремнеземних матриць, ненаповнених (1) та наповнених кубонітом КР 125/100 концентрацією 12,5 (2) і 37,5 (3) %.

чергу. Обсяг мономеру, необхідний їх заповнення, невеликий проти загального обсягу поглиненого зразком мономеру, але внесок їх у формування фізико-механічних властивостей композиту значний. Тому скорочення часу просочення недоцільне.

Питома поверхня пор спеченої пресовки з пірогенного кремнезему знаходиться в межах $5...10 \cdot 10^{-3}$ ($\text{м}^2/\text{кг}$), після автоклаву - $11...17 \cdot 10^{-3}$ ($\text{м}^2/\text{кг}$). Якщо врахувати, що приріст маси при просоченні пористої матриці метилметакрилатом становить, як правило, близько 10 ... 15%, то неважко підрахувати, що ефективна товщина прошарку мономеру кремнеземної поверхні не перевищує 0,02 мкм. Тому, навіть якщо взяти до уваги, що для мономеру товщина адсорбційних шарів набагато менша, ніж для полімеру, логічно припустити, що значна частина об'єму мономеру, що увійшов до порової структури, припадає на адсорбційні шари. Отже, поверхня кремнеземної матриці повинна суттєво впливати на кінетику полімеризації.

Експериментально кінетика процесу вивчалася шляхом калориметричного фіксування кількості теплоти, що виділяється під час полімеризації. Як фактори, що впливають на перебіг процесу, були досліджені температура, концентрація отверджувача та величина питомої поверхні вихідних пористих матриць.

Для вивчення впливу температури та концентрації отверджувача на кінетику полімеризації метилметакрилату в порах були обрані спечені кремнеземні матриці з питомою поверхнею $5,5 \cdot 10^{-3}$ ($\text{м}^2/\text{кг}$) (тут і нижче мається на увазі питома поверхня, виміряна динамічним методом теплової десорбції). Відповідні експериментальні дані наведено на рис. 2, а. Як свідчать результати експериментів, ступінь конверсії мономеру в порах дуже чутлива до температури, за якої проходить

полімеризація. Так, її величина після витримки протягом 25 хв при 353 К в 2,5 рази більша, ніж при 343 К.

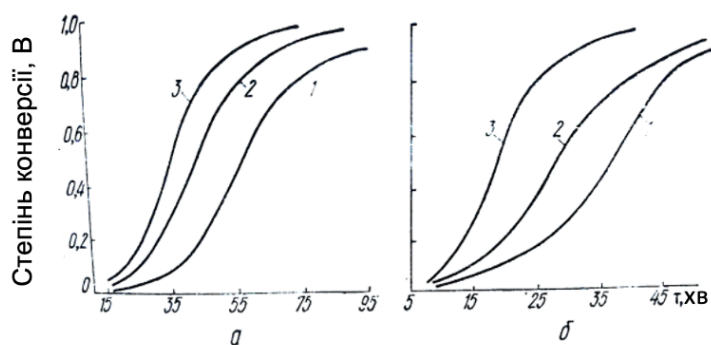


Рис. 2. Часова залежність ступеня полімеризації мономера в порах кремнеземної матриці при температурі 343 (1), 353 (2) та 363 (3) К концентрації отверджувача, рівній 1 (1), 3 (2) та 5 (3) %.

Збільшення концентрації отверджувача від 1 до 5 % (температура 348 К) приводить до помітного прискорення реакції, особливо на початковій стадії. Наприклад, точка перегину на S-подібної кінетичної кривої, що відповідає максимальній швидкості процесу, при 1 % концентрації отверджувача припадає на 37 хв, а при 5 % - на 16 хв (рис. 2, б). Характерна S-подібна форма кривих із чітко вираженою точкою перегину пов'язана зі збільшенням швидкості полімеризації при досягненні певної конверсії (так званий гель-ефект). З підвищенням в'язкості полімеризації системи зменшується рухливість макромолекул, у зв'язку з чим пригнічується реакція обриву ланцюга, викликана взаємодією двох зростаючих радикалів. Зростання макромолекул триває, оскільки рухливі молекули мономера відносно легко дифундують у в'язкому середовищі і взаємодіють з макромолекулярними ланцюгами.

Регулювання величини питомої поверхні вихідних кремнеземних матриць для вивчення її впливу на кінетику полімеризації здійснювалося шляхом обробки пресовок з пірогенного кремнезему за різних температур випалу (або тиску в автоклаві) та часу витримки. Експерименти, результати яких представлені на рис. 2, а, показали, що, подібно до найбільш активних неорганічних субстратів, поверхня пірогенного кремнезему уповільнює процес полімеризації, зменшуючи вплив реакцій обриву молекулярних ланцюгів. Це дозволяє отримати в порах алмазовмісної керамічної матриці полімер із збільшеною молекулярною масою, що позитивно відбивається на фізико-механічних властивостях інструментального композиту.

ВПЛИВ НАПРУГИ ОСАДЖЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ КАЛЬЦІЙ-ФОСФАТНИХ ПОКРИТТІВ НА ТИТАНІ

Р. В. Проскурняк, О. В. Ткачук (м. Львів)

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України,

вул. Наукова 5, м. Львів, 79060, Україна,

proskurnjak83@gmail.com

Гідроксиапатит ($\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$) широко використовується для підвищення остеоінтеграції титанових імплантів. Серед методів його формування виділяється плазмо-електролітичне оксидування, що дозволяє підвищити не тільки біосумісність титану, але й забезпечити високу твердість, корозійну тривкість, зносостійкість [1]. Згідно роботи [2], додавання до електроліту КОН забезпечує високу однорідність поверхні, що пов'язано з вищою електропровідністю такого електроліту, а також, підвищуючи рН розчину, забезпечує збільшення співвідношення Ca/P.

Вивчено склад і структуру гідроксиапатитних покриттів, сформованих на технічно чистому титані ВТ1-0 методом плазмо-електролітичного оксидування в лужному електроліті, який містив 1М КОН і порошок гідроксиапатиту, за напруг 140; 160; 180 В. Встановлено, що формуються пористі покриття, які містять фази титанату кальцію CaTiO_3 , дикальційфосфату безводного (монетит) CaHPO_4 та гідроксиапатиту $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$. Середній розмір пор становить 3...5 мкм. Показано, що збільшення напруги осадження підвищує інтенсивність формування гідроксиапатиту. Встановлено, що зі збільшенням напруги від 140 до 160 В співвідношення Ca/P зростає від 1,54 до 1,69, тобто склад гідроксиапатиту зі сфероїдальною структурою наближається до біологічного.

Список використаної літератури

1. *Surface characterization and corrosion behavior of calcium phosphate-base composite layer on titanium and its alloys via plasma electrolytic oxidation: A review paper* / A. R. Rafieerad, M. R. Ashra, R. Mahmoodian, A. R. Bushroa // Mater. Sci. Eng. C. – 2015. – 57. – P. 397–413.
2. *Hydroxyapatite coating on titanium by means of thermal substrate method in aqueous solutions* / M. Okido, K. Kuroda, M. Ishikawa, R. Ichino, O. Takai // Solid State Ion. – 2002. – 151. – P. 47–52.

ЗМІСТ

Наукове видання

ДОСЛІДЖЕННЯ КОНТАКТНОЇ ВЗАЄМОДІЇ В ЗОНІ РІЗАННЯ
ПРИ ОБРОБЦІ ВАЖКООБРОБЛЮВАНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ
СТАЛЕЙ ІНСТРУМЕНТАМИ ІЗ ПКНБ

А. О. Чумак, С. А. Клименко, Д. О. Савченко 3

SPECIFICS OF Al SUBSTITUTION INTO BORON CARBIDE

O. Vasiliev, V. Bilyi, Ya. Zaulychnyy, V. Kartuzov 5

ВИЗНАЧЕННЯ УМОВ РЕЗИСТИВНОГО НАГРІВАННЯ
КОМІРКИ ВИСОКОГО ТИСКУ ДЛЯ КРИСТАЛІЗАЦІЇ GaN ІЗ
РОЗЧИН-РОЗПЛАВНОЇ СИСТЕМИ Fe–Ga–N

О. П. Людвіченко, О. О. Лещук 6

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТУПЕНЮ ПЕРЕСИЧЕННЯ
РОСТОВОЇ СИСТЕМИ ВУГЛЕЦЕМ НА ЯКІСТЬ НРНТ-
АЛМАЗІВ

А. В. Бурченя, Т. В. Коваленко, В. Ю. Клочок 9

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СЕРЕДНЬОЕНТРОПІЙНИХ
ДИБОРИДІВ IV-V ГРУПИ

Д. В. Ведель, П. В. Мазур, Т. В. Мосіна, О. М. Григорьев 11

КІНЕТИКА УЩІЛЬНЕННЯ СПЕЧЕНИХ ПОЛІКРИСТАЛІВ,
АЛМАЗНИХ ПОРОШКІВ СИНТЕЗОВАНИХ В СИСТЕМІ Mg–
Zn–B–C З ТИТАНОВИМ ПОКРИТТЯМ

**О. І. Чернієнко, В. О. Веніков, А. О. Лямцева,
Т. О. Куриляк, А. Г. Филипович 13**

КЕРАМІЧНІ КОМПОЗИТИ СПРЯМОВАНО АРМОВАНІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИМИ ДИБОРИДАМИ К. В. Кривенко, Д. Л. Палагеча, Ю. І. Богомол.....	15
ПРО ЗАКОНОМІРНОСТІ ЛОКАЛЬНОГО ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ ВИРОБІВ З КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ ПРИ ФОРМОУТВОРЕННІ ПАЗІВ ТРИКУТНИМ ІНДЕНТОРОМ ХОЛОДНИМ ПЛАСТИЧНИМ ДЕФОРМУВАННЯМ Т. М. Дідковський.....	17
ВИКОРИСТАННЯ ВАКУУМНО-ДУГОВИХ НІТРИДНИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ ВОЛЬФРАМУ ДЛЯ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Р. В. Кривошاپка, І. В. Сердюк, В. О. Столбовий, А. О. Андреєв, В. Бушля, Ремі Лемар, Ромен Волтер.....	21
ВПЛИВ РЕЖИМІВ ЗОННОГО ІНДУКЦІЙНОГО СПІКАННЯ ТВЕРДОГО СПЛАВУ ВК8 НА ЙОГО МІКРОСТРУКТУРУ, ФАЗОВИЙ СКЛАД ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ О. С. Кучер, С. Ю. Тесля, Ю. І. Богомол, П. І. Лобода, Є. В. Солодкий	23
ВПЛИВ РОЗМІРУ ЧАСТИНОК ТА РОСТОВОЇ СИСТЕМИ АЛМАЗНОГО ПОРОШКУ НА РЕЗУЛЬТАТ СИНТЕЗУ Й СПІКАННЯ. ОГЛЯД А. О. Лямцева	24
ПРО МОЖЛИВІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ СТВОРЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ Т. О. Макруха	26
КУБІЧНИЙ АПАРАТ ВИСОКОГО ТИСКУ І ЙОГО МОЖЛИВОСТІ ПО ГЕНЕРАЦІЇ ТИСКУ А. М. Пацик.....	29
ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ КОСОКУТНОГО ТОНКОГО ТОЧІННЯ ВИРОБІВ З АЛЮМІНІЄВО-МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ МОНОКРИСТАЛІЧНИМИ АЛМАЗНИМИ РІЗЦЯМИ С. В. Ричев, Л. М. Девін.....	32

АНАЛІЗ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛІВ У РОБОЧОМУ ОБ'ЄМІ ПІД ЧАС СПІКАННЯ НАДТВЕРДИХ КОМПОЗИТИВ СИСТЕМИ cBN–Al–TiC (TiN) ОТРИМАНИХ В РІЗНИХ АПАРАТАХ ВИСОКОГО ТИСКУ ТИПУ "ТОРОЇД" ТА "КЗ"

Я. М. Романенко 34

EXPLORING THE REACTIVITY OF ALUMINUM POWDER WITH $Mg_2B_2O_5$ ACROSS VARIED PRESSURE AND TEMPERATURE CONDITIONS

Rumiantseva Yuliia, Denys Savchenko, Piotr Klimczyk, Jolanta Laszkiewicz-Łukasik, Marcin Podsiadlo, Karolina Chat-Wilk, Lysovenko Serhiy, Olha Kushch 36

ЗНОСОСТІЙКІ НАПЛАВЛЕНІ КОМПОЗИЦІЙНІ ШАРИ НА ОСНОВІ САМОФЛЮСІВНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ NiCrBSi
П. А. Ситников 38

ВПЛИВ ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ПОКРИВУ АЛМАЗНИХ ЧАСТИНОК В СИСТЕМІ C – W – O НА ОКИСНЕННЯ АЛМАЗНОГО НАНОПОРОШКУ

Т. О. Куриляк 40

ВПЛИВ ВМІСТУ SiO_2 І УЛЬТРАЗВУКОВОЇ ОБРОБКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОПОРистої КЕРАМІКИ СКЛАДУ $Al_2O_3 - SiO_2$

Н. А. Шаповалов, С. О. Руденький 42

ВПЛИВ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ЗМІНУ ОДНОРІДНОСТІ ЗА МІЦНІСТЮ ТА ЛІНІЙНИМИ РОЗМІРАМИ ШЛІФПОРОШКІВ АЛМАЗУ МАРКИ АС6 ЗЕРНИСТОСТЕЙ 100/80-160/125

В. В. Тимошенко, Т. О. Косенчук 44

КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ НА ОСНОВІ Ni З Al_2O_3 КОНДЕНСОВАНІ З ПАРОВОЇ ФАЗИ

С. І. Макаренко, А. В. Козирєв 47

ІНСТРУМЕНТ ДЛЯ ОБРОБКИ ЧАВУНІВ ОСОБЛИВОСТІ І ВЛАСТИВОСТІ

І. А. Коваленко 49

ВИКОРИСТАННЯ ІНСТРУМЕНТУ ІЗ НАДТВЕРДИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ОБРОБКИ ЗАГАРТОВАНИХ СТАЛЕЙ Я. П. Коваленко	53
THE THEORETICAL DESCRIPTION FOR DOMOIC AND OKADAIC ACID DETERMINATION IN OYSTER PRODUCTS BY AN ANODIC ELECTROCHEMICAL SENSING PROCESS ON CONDUCTING POLYMER Volodymyr V. Tkach, Tetiana V. Morozova, Marta V. Kushnir, José Inácio Ferrão da Paiva Martins, Yana G. Ivanushko, Jarem R. Garcia, Sílvio C. de Oliveira, Necdet Karakoyun, Maria João Monteiro, Petro I. Yagodynets	55
ВПЛИВ ЧАСУ ПОДРІБНЕННЯ НА ВІДНОСНУ ЩІЛЬНІСТЬ ТА ТВЕРДІСТЬ WC 10FeCrNiWMo КОМПОЗИТІВ ПІСЛЯ ВАКУУМНОГО СПІКАННЯ С. О. Наконечний, О. І. Юркова	57
ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ МАВ ФАЗИ М. А. Тесля, С. Ю. Тесля, Ю. І. Богомол, Є. В. Солодкий	59
ЗАСТОСУВАННЯ ПОЛІКРИСТАЛІЧНОГО КУБІЧНОГО НІТРИДУ БОРУ ПРИ ОБРОБЦІ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ С. І. Радкевич	61
ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК КЕРАМІКИ НА ОСНОВІ ДИБОРИДУ ТАНТАЛУ З ДОБАВКОЮ КАРБІДУ ЦИРКОНІЮ А. С. Локаткіна, П. П. Барвіцький, С. В. Ричев	64
МЕТАЛОМАТРИЧНІ КОМПОЗИЦІЙНІ AlNiCoFeCr–(B ₄ C–TiB ₂) ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ ХОЛОДНИМ ГАЗОДИНАМІЧНИМ НАПИЛЕННЯМ С. О. Наконечний, О. І. Юркова, Д. Луценко	65

**ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ВИХІДНИХ ПОРОШКІВ НА
СТРУКТУРУ ПРЕСОВОК НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА**

**М. В. Коваленко, Ю. М. Романенко, С. В. Завадюк,
Т. О. Соловйова, П. І. Лобода.....67**

**ДО ПИТАННЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХОНЬ
ОТВОРІВ В ДЕТАЛЯХ З ВУГЛЕПЛАСТИКУ**

О. В. Матошин, С. П. Вислоух.....69

**ОТРИМАННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИЦІЙНИХ
МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ AlB_{12} -SiC**

П. П. Барвіцький, А. С. Локаткіна, С. В. Ричев.....71

**ФОРМУВАННЯ МІЖФАЗНОЇ ПОВЕРХНІ РОЗДІЛУ В
КОМПОЗИЦІЯХ МАТРИЧНОГО ТИПУ**

С. В. Скороход73

**ВПЛИВ НАПРУГИ ОСАДЖЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ
КАЛЬЦІЙ-ФОСФАТНИХ ПОКРИТТІВ НА ТИТАНІ**

Р. В. Проскурняк, О. В. Ткачук77

НАДТВЕРДІ, КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ ТА ПОКРИТТЯ: ОТРИМАННЯ, ВЛАСТИВОСТІ, ЗАСТОСУВАННЯ

Тези доповідей

Дванадцятої конференції
молодих вчених та спеціалістів
19–20 жовтня 2023 р., м. Київ

(укр., англ. мовами)

Матеріали представлено в авторській редакції

Комп'ютерне оформлення
Барвіцький П.П.

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
04074, Київ, вул. Автозаводська, 2