



НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ НАДТВЕРДИХ МАТЕРІАЛІВ ім. В.М. БАКУЛЯ

ТЕЗИ ДОПОВІДЕЙ

*Одинадцятій конференції
молодих вчених та спеціалістів*

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

28–29 травня 2020 року

Київ – 2020

Надтверді, композиційні матеріали та покриття: отримання, властивості, застосування: Тези доповідей Одинадцятої конференції молодих вчених та спеціалістів, 28–29 травня 2020 р., м. Київ. – Київ: ІНМ НАНУ, 2020 – 39 с.

Представлено матеріали Одинадцятої конференції молодих вчених та спеціалістів “Надтверді, композиційні матеріали та покриття: отримання, властивості, застосування”, яка проводилась 28–29 травня 2020 р. в Інституті надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, (м. Київ).

НАУКОВІ НАПРЯМИ РОБОТИ КОНФЕРЕНЦІЇ

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

Матеріали представлено в авторській редакції

©ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України,
2020 р.

ЗМІСТ

Єрмоленко В.М

ВИСОКОШВИДКІСНЕ ТОРЦЕВЕ ФРЕЗЕРУВАННЯ ФРЕЗАМИ З КРУГЛИМИ ПЛАСТИНАМИ НА ОСНОВІ ПКНБ.....5

С.А. Клименко, А.О. Чумак

ВІБРО-МАГНІТНА-АБРАЗИВНА ОБРОБКА РІЗАЛЬНИХ ПЛАСТИН ІЗ ПКНБ.....7

В.Ю. Клочок

СПІКАННЯ СУМІШІ ПОРОШКІВ Fe-Ni У КОМІРЦІ ВИСОКОГО ТИСКУ В ШЕСТИПУАНСОННОМУ АПАРАТІ ВИСОКО ТИСКУ9

Р.В. Кравчук

ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ ІНСТРУМЕНТОВАНОГО ІНДЕНТУВАННЯ ДО ОЦІНКИ МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ ТА ЇХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ11

О.В. Куш, О.І. Чернієнко, В.В. Гаращенко

ВІДПАЛЮВАННЯ НАНОРОЗМІРНИХ АЛМАЗНИХ ПОРОШКІВ У СЕРЕДОВИЩІ ПАРИ WO_312

А.С. Локаткіна, С.В. Ричев, П.П. Барвіцький, М.О. Цисар

ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК КЕРАМІКИ НА ОСНОВІ ТУГОПЛАВКИХ БОРИДІВ ПРИ СТАТИЧНИХ І ДИНАМІЧНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ.....14

А. А. Matveichuk

CEMENTED CARBIDE FOR THE MANUFACTURE OF ROCK DESTRUCTION TOOLS WORKING IN DIFFICULT CONDITIONS.....16

А.В. Редькін

ВПЛИВ РЕЖИМІВ ОБРОБКИ НА ВІДХИЛЕННЯ ВІД СФЕРИЧНОСТІ КУЛЬОК З Si_3N_4 ПРИ АЛМАЗНОМУ ШЛІФУВАННІ.....18

Ю.Ю. Румянцева, Д.О. Савченко, В.В. Гаращенко, Д.В. Туркевич, О.В. Бурячек

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ, СТРУКТУРИ ТА МОРФОЛОГІЇ ДОМІШОК НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ КОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ СВН ЗІ ЗВ'ЯЗКОЮ NVN.....20

<i>Yu.Yu. Rumiantseva, O.V. Savitskyi, Yu.I. Sadova</i> GaN CRYSTALLIZATION BY THE TEMPERATURE GRADIENT METHOD.....	22
<i>Ю.І. Садова, Б.С. Садовий, І.А. Петруша, П.С. Садовий, В.З. Туркевич</i> РОЗЧИННІСТЬ GaN В РІДКІЙ ФАЗІ МЕТАЛІВ Fe, Co-Cr і Fe _x N ЗА УМОВ ВИСОКОГО ТИСКУ І ТЕМПЕРАТУРИ.....	24
<i>С.В. Скороход, О.В. Бурячек, Ю.Ю. Румянцева, Д.О. Савченко</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОХІДНИХ ФЕРОЦЕНУНА АДГЕЗІЮ ПОЛІМЕР- НИХ ЗВ'ЯЗУЮЧИХ ДО ВУГЛЕЦЕВИХ ВОЛОКОН В КОМПОЗИТАХ.....	26
<i>Ю.В. Сыроватко</i> МЕТОДОЛОГИЯ РАСЧЕТА ЭНТРОПИИ ФАЗ В СПЛАВАХ С ПОМОЩЬЮ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ФОТОИЗОБРАЖЕНИЙ.....	30
<i>О.І. Чернієнко, О.В. Куш, В.В. Гаращенко</i> ВІДПАЛЮВАННЯ НАНОРОЗМІРНИХ АЛМАЗНИХ ПОРОШКІВ У СЕРЕДОВИЩІ ПОВІТРЯ ТА ПАРИ WO ₃	32
<i>Ю.О. Шишкіна, С.Ф. Кирилюк</i> КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ СИСТЕМИ TiC/Al.....	34
<i>Г.Я. Акимов, В.І. Шеремет, І.В. Андреєв, І.Ю. Троснікова, А.О. Новохацька</i> ВПЛИВ ХІП ПОРОШКОВОЇ ЗАГОТОВКИ ВК8 ПЕРЕД СПІКАННЯМ НА ЗАЛИШКОВІ НАПРУЖЕННЯ В ЗЕРНАХ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ ТА ТВЕРДІСТЬ ПІСЛЯ ЇЇ СПІКАННЯ.....	36

ВИСОКОШВИДКІСНЕ ТОРЦЕВЕ ФРЕЗЕРУВАННЯ ФРЕЗАМИ З КРУГЛИМИ ПЛАСТИНАМИ НА ОСНОВІ ПКНБ

Єрмоленко В.М

Інститут надтвердих матеріалів НАН України,
вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074

У світі, де з кожним днем з'являється все більше високотехнологічної техніки є висока потреба в передових методах обробки. Деякі з них вже існують, але потребують нових підходів та рішень. На мою думку, фрези з пластинами на основі ПКНБ круглої форми гарний вибір підвищення швидкості процесів торцевого фрезерування важкооброблюваних сталей та сплавів на основі FeC.

Вступ

Концепція високошвидкісного фрезерування існує давно, ще з 1931 року, явище HSM (High Speed Machining – високошвидкісна обробка) було запропоновано Карлом Саломоном у 1931 році. Він припустив, що за деякої швидкості різання, яка є в кілька разів вище, ніж при звичайній механічній обробці, теплопередача від стружки до інструменту починає зменшуватися. Далі, у 1947 році Кузнєцов з 50000 м/хв, в 1958 році – Кроненберг з 72000 м/хв. і в 1972 Арндт з 132000 м/хв. Всі вони проводили балістичні випробування, в яких вони пропускали вироби уздовж інструменту. Лише на початку 1960 року вдалось отримати вирішальні основні знання з процесу різання і механізмів дії при високих швидкостях. Інституту з виробничої техніки і ріжучим інструментальним верстатів (PTW) технічного інституту міста Дармштадт вдалося, використовуючи магнітні шарикопідшипники, проникнути в область високих швидкостей $V_c = 4700$ м/хв.

Основна частина

HSM обробка – одна з сучасних технологій, яка, в порівнянні зі звичайним різанням, дозволяє збільшити ефективність, точність і якість механічної обробки. Її відмінна риса – висока швидкість різання, при якій значно збільшується температура в зоні утворення стружки, матеріал оброблюваної деталі стає м'якше, і сили різання зменшуються, що дозволяє інструменту рухатися з великою робочою подачею.

Формування стружки – найбільш важливий аспект HSM. Як відомо, під час формування стружки, 80% тепла утворюється в зоні механічної деформації матеріалу, 18% – в зоні контакту стружка–інструмент, і 2% – в зоні тертя ріжучої кромки інструменту про матеріал. При традиційній обробці в заготовку може надходити до 47% теплоти, а в інструмент до – 4,5%, натомість при HSM, через інструмент відводиться до 20% тепла, а в заготовку надходить тільки 5%, все інше тепло відводиться через стружку.

Завдяки своїм фізико-механічним характеристикам ПКНБ найбільше підходить для втілення даної концепції в життя. В даній концепції є досить вдалим рішенням використання круглих пластинок, тому що вздовж радіуса пластини буде змінюватися напрямок, саме тому сумарне навантаження і хід обробки будуть прямо залежати від глибини різання. Виходячи із всього вище сказаного можна зробити висновок, що даний підхід передбачає малу глибину різання. Дане питання потребує більш детального вивчення, з моєї точки зору у цієї ідеї є великі перспективи.

Література:

1. Режимы резания труднообрабатываемых материалов: справочник/Я.Л. Гуревич, М.В. Горохов, В.И. Захаров и др. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1976. – 176 с.
2. Режимы резания труднообрабатываемых материалов: справочник/Я.Л. Гуревич, М.В. Горохов, В.И. Захаров и др. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1986. – 240 с.

ВІБРО-МАГНІТНА-АБРАЗИВНА ОБРОБКА РІЗАЛЬНИХ ПЛАСТИН ІЗ ПКНБ

С. А. Клименко, А. О. Чумак

Інститут надтвердих матеріалів НАН України,
вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074, e-mail: alcon1202@ukr.net

Деякі дефекти, як правило, залишаються на робочих поверхнях інструментів із ПКНБ після шліфування. Ці дефекти можуть спричинити нестабільність у процесі різання, вплинути на якість поверхні оброблюваної деталі та термін служби інструменту, особливо на високих швидкостях різання та при обробці з ударом. В даній роботі розглянуто один із методів додаткової підготовки робочих поверхонь інструментів за рахунок вібро-магнітно-абразивної обробки.

Для вібро-магнітної-абразивної обробки різальних пластин із ПКНБ було сконструйовано пристрій на основі електродвигуна з ексцентриком і пристроєм для створення електромагнітного поля (рис. 1).

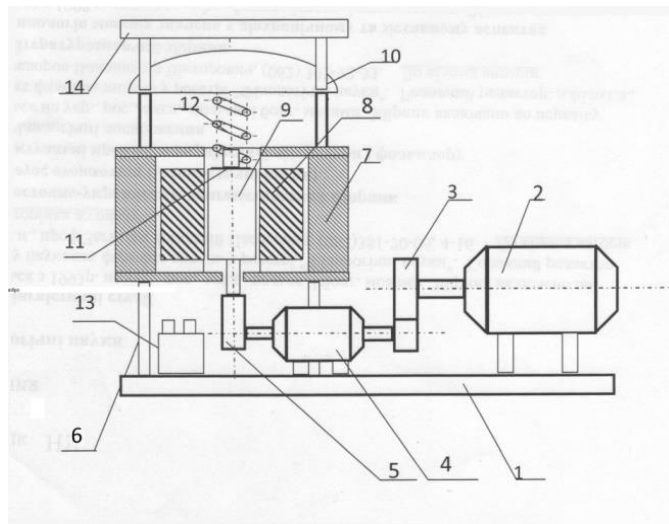


Рис. 1. Схема пристрою для вібро-магнітно-абразивної обробки різальних пластин із ПКНБ

Основою пристрою для здійснення обробки різальних пластин із ПКНБ є рама 1, на якій змонтовано електродвигун КД-50 ($n = 2780$ об/хв., 50 Вт) 2, понижуючий редуктор (частота коливань ~ 25 Гц) 3, блок підшипників 4, що є опорою вала ексцентрика віброприводу (амплітуда коливань 4 мм) 5. Над віброприводом на стійках 6 встановлено корпус 7, в якому встановлено статор 8 трьохфазного електродвигуна, що створює магнітне поле. В корпусі, у внутрішньому просторі статора, розташовано робочу камеру 9 для заготовок, що оброблюються, феромагнітного абразиву з доданням штучних алмазів і гранул з електрокорунду Al_2O_3 . Над контейнером і статором закріплено ковпак 10. Між ковпаком і кришкою

контейнера 11 вставлено пружину 12, що сприяє вібрації робочої камери. Підведення електроживлення проводиться через входні (захисні) автомати 13. Над ковпаком розміщено вентилятор 14 для охолодження статора.

Процес обробки різальних пластин із ПКНБ відбувається в контейнері з карбіду кремнію SiC, що виключає можливість екранування магнітного поля, в якості абразиву використовується гранули електрокорунду Al_2O_3 з додаванням штучних алмазів AC6 28/20 в кількості 15% від загального об'єму. Взаємодія магнітного поля з абразивним середовищем та оброблюваними пластинами відбувалася за рахунок додавання феромагнітного порошку ФЕРОМАП. Одночасно оброблювалося 10 пластин, час обробки становив 40; 120; 180; 360 хв. Кількість знято матеріалу оцінювалась зважуванням всіх пластин.

Результати досліджень показані на рис. 2.

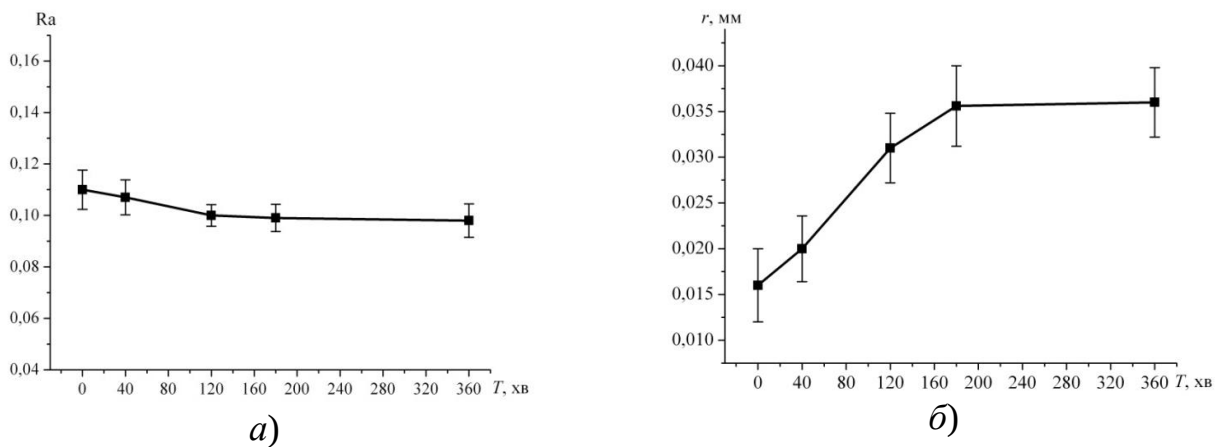


Рис. 2. Залежність шорсткості поверхні пластин (а) та радіусу заокруглення різальної кромки (б) від часу обробки

Аналіз отриманих результатів показав, що незначна зміна шорсткості по поверхні різальних пластин відбувається лише до 120 хв. обробки, подальша обробка не впливає на шорсткість поверхні, що пов'язано із руйнуванням абразиву та зменшенням його різальної здатності. Для досягнення більш інтенсивної зміни шорсткоті поверхні пластин доцільно поновлювати робочу абразивну суміш кожні 120 хв.

Найбільший вплив вібро-магнітно-абразивна обробки чинить на радіус заокруглення різальної кромки. Різальна кромка являється найбільш ослабленою ділянкою інструменту за рахунок наявності дефектів та концентрацій напружень завдяки чому більш інтенсивно піддається вібро-магнітно-абразивній обробці в порівнянні із циліндричними та плоскими поверхнями пластини. Найбільша інтенсивність знімання матеріалу становила 5 мг в перші 180 хв. обробки. Таким чином вібро-магнітно-абразивна обробка створює зміцнюючу радіусну кромку з плавними сполученнями передньої та задньої поверхонь пластини, що повинно сприятливо позначитись на стійкості інструменті при обробці з ударом.

СПІКАННЯ СУМІШІ ПОРОШКІВ Fe-Ni У КОМІРЦІ ВИСОКОГО ТИСКУ В ШЕСТИПУАНСОННОМУ АПАРАТІ ВИСОКО ТИСКУ

В. Ю. Клочок

Інститут надтвердих матеріалів НАН України,
вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074, e-mail: teinindiaga@gmail.com

Для стабільного вирощування структурнодосконалих монокристалів алмазу є необхідним отримання порошкового сплава-розчинника високого прецизійного хімічного та фазового складу з пористістю менше 2%, що сформувало необхідність у розробці методики спікання в апараті високого тиску. У статті була досліджена залежність пористості спеченого металу від часу витримки у запропонованій комірці високого тиску, що дозволила спікати порошкові сплави-розчинники Fe-Ni при тиску 4,5 ГПа і температурі 900 °С.

На даний момент для вирощування структурнодосконалих монокристалів алмазу на затравці методом температурного градієнту [1] в області термодинамічної стабільності алмазу використовують розчинники на основі заліза. Розчинники виготовляють зі злитків, що виливають з розплавленого металу.

При промисловому вирощуванні монокристалів алмазів в АВТ з ростовим об'ємом більше 100 см³ необхідною умовою є одержання сплавів-розчинників стабільного хімічного і фазового складу. Проте збільшення розміру злитку, призводить до неоднорідності фазового складу та компонентів розчинника по об'єму. Через це частина вилитою злитку стає непригідною для вирощування і перешкоджає стабільному вирощуванню структурнодосконалих монокристалів алмазу, тому що різні фазові склади сплавів-розчинників обумовлюють різні умови перенесення вуглецю від джерела вуглецю до затравки. В наслідок цього змінюються оптимальна температура вирощування монокристалів алмазу.

Для вирішення цієї проблеми було запропоновано спікати в АВТ суміш порошків Fe-30-40 мас. % Ni у комірці високого тиску (рис. 1). Спікання проводили при тиску 4,5 ГПа і температурі 900°C протягом 1-60 хв. та було визначено залежність пористості спеченого металу-розчинника від часу спікання.

Як видно із рис. 2, після спікання протягом 1 хв. пористість складає 3,8%, а при спіканні протягом 60 хв. пористість складає 1,5%. Проте при часі спікання більше 30 хв пористість зменшувалася не суттєво.

Отже, порошкову суміш Fe-30-40 мас. % Ni при тиску 4,5 ГПа і температурі 900 °С найбільшдоцільно спікати протягом 30-40 хв. Пористість при спіканні протягом 1 хв становить 3,8%, що свідчить про досить суттєве ущільнення порошкової суміши при тиску в 4,5 ГПа в комірці для спікання.

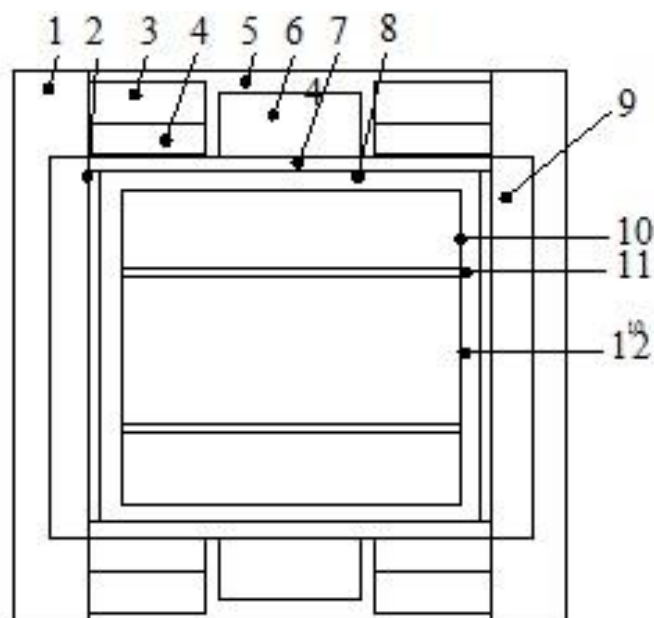


Рис. 1. Схема спорядження ростової комірки для спікання порошкового метала-розчинника: 1 – контейнер (пірофіліт); 2 – теплоізоляційна втулка (доломіт); 3 – пірофілітове кільце; 4 – доломітове кільце; 5 – сталевий струмовід; 6 – доломітовий диск; 7 – графітовий струморозподільний диск; 8, 11 – переклазовий ізолятор; 10 – пластичний наповнювач (графіт); 12 – порошкова суміш металів (Fe-Ni)

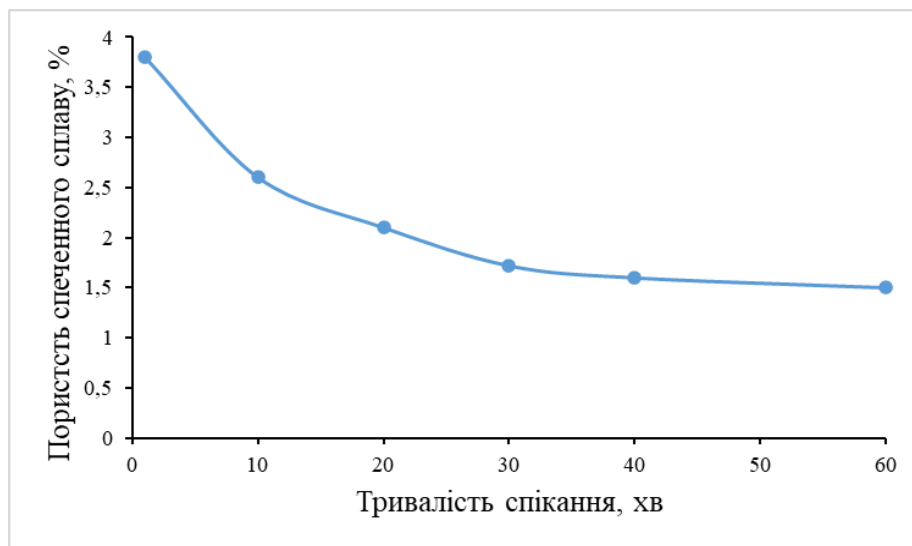


Рис. 2. Залежність пористості спеченого метала-розчинника від часу спікання

Література:

1. Strong H. M. The growth of large diamond crystals / H. M. Strong, R. H. Wentorf // J. Naturwissenschaften. – 1972. – Vol. 59, № 1. – P. 1–7.

ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ ІНСТРУМЕНТОВАНОГО ІНДЕНТУВАННЯ ДО ОЦІНКИ МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ ТА ЇХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

Р.В. Кравчук

Інститут проблем міцності імені Г. С. Писаренка НАН України,
вул. Тимірязєвська, 2, Київ, 01014, e-mail: kravchuk.r@ipp.kiev.ua

Представлено результати дослідження стану металу високоміцних сталей та їх зварних з'єднань за допомогою методу інструментованого індентування. Отримані дані свідчать про успішне застосування даного методу до визначення механічних характеристик подібного класу матеріалів.

Безпечна експлуатація та надійність захисних функцій є одними з основних задач конструкцій спеціального призначення, які піддаються дії складного статичного, динамічного та імпульсного навантажень. Для їх виготовлення використовуються леговані високоміцні сталі. Достовірна оцінка механічних характеристик матеріалів таких конструкцій є необхідним етапом визначення їх несучої здатності як при проектуванні, так і в експлуатації. В силу складності механічної обробки такого класу матеріалів, виготовлення стандартних зразків для проведення випробувань є дороговартісним, ресурсозатратним та матеріаломістким процесом. Тому визначення механічних характеристик високоміцних матеріалів неруйнівними методами, одним із яких є метод інструментованого індентування, являється дуже актуальною задачею. В Інституті проблем міцності імені Г. С. Писаренка НАН України проведено комплекс досліджень, направлених на розробку обладнання та методик визначення механічних характеристик методом інструментованого індентування. В рамках даної роботи було проведено дослідження щодо визначення механічних характеристик високоміцних сталей, а також оцінки міцності їх зварних з'єднань. Отримані значення порівнювались із результатами стандартних випробувань. Відхилення при цьому не перевищували 5%. Слід відзначити чутливість даного методу до визначення зміни механічних характеристик, яка зумовлена відповідною термомеханічною обробкою або внаслідок проведених зварювальних робіт. Дані результати підтверджені на основі хімічного та металографічного аналізу, а також вимірюванням твердості.

Проведені дослідження свідчать про успішне застосування методу інструментованого індентування до оцінки механічних характеристик високоміцних сталей.

ВІДПАЛЮВАННЯ НАНОРОЗМІРНИХ АЛМАЗНИХ ПОРОШКІВ У СЕРЕДОВИЩІ ПАРИ WO_3

О.В. Кушч, О.І. Чернієнко, В.В. Гаращенко

Інститут надтвердих матеріалів НАН України,
вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074, e-mail: olyakushch@gmail.com

Алмазні нанопорошки при нагріванні мають підвищену здатність до окиснення через високу розвиненість своєї поверхні. Підвищити стійкість до окиснення можна шляхом модифікації поверхні вольфрамом, що покращує характеристики створених із них матеріалів. В попередніх роботах алмазні порошки модифікували вольфрамом через водяний розчин вольфрамової солі. В даній роботі досліджується модифікація алмазного порошку через газову фазу. Для цього проведено відпалювання нанорозмірних алмазних порошків (НАП) у атмосфері пари WO_3 та досліджено вплив пари WO_3 за температури 600, 700 та 900 °С на зміну функціональних груп поверхні НАП – ів та їхню структуру.

Для досліджень використовували НАП марки АСМ5 0,1/0, основну фракцію якого складають частинки розміром до 0,1 мкм. Відпал НАП-у проводили за температури 600, 700 та 900 °С в вакуумі з присутністю джерела випарів WO_3 (порошку WO_3) у окремії ємності. Також проведено відпал суміші НАП-у та WO_3 в спільній ємності при температурі 600 °С та відпал НАП-у без присутності WO_3 при температурі 900 °С. Швидкість нагрівання печі складала 10 град/хв. Тривалість витримки за вказаної температури становила 10 хв. Дослідження поглинання в інфрачервоній області проводили на ІЧ-Фур'є спектрометрі Nicolet 7600.

Після відпалу НАП-и стають темнішого кольору. Це вказує, що на поверхні відбуваються зміни, які можуть бути результатом десорбції деяких речовин з поверхні, модифікації поверхні алмазних порошків, графітизації, утворення сполук внаслідок взаємодії алмазних частинок з адсорбованими речовинами з повітря чи речовини очисника.

Спектри відпалених НАП-ів зазнають змін у порівнянні з ІЧ-спектром вихідного НАП-у. В структурі ІЧ-спектрів відпалених НАП-ів у всьому діапазоні температури з'являється пік 1250 см^{-1} , який відповідає за наявність зв'язків W–C. Це вказує на те, що за температури від 600 °С внаслідок сублімації WO_3 , відбувається утворення атмосфери оксиду вольфраму, концентрації якої достатньо для утворення W–C зв'язків на поверхні алмазу, кількість яких достатня для виявлення на ІЧ-спектрі. Найбільш інтенсивно виражений пік 1250 см^{-1} спостерігається у випадку відпалу суміші порошків у спільній ємності при температурі 600 °С. Це вказує, що в цьому НАП-і на поверхні міститься більше зв'язків W–C і він є краще модифікований.

Відпал при високій температурі змінює структуру поверхні НАП-ів. Після відпалу НАП-у при температурі 900 °С у вакуумі без присутності оксиду вольфраму в об'ємі печі, на поверхні порошків спостерігається певне утворення, схоже на «іній».

Очевидно, що це неалмазна а отже і небажана фаза, якщо метою відпалу є отримати модифікований порошок алмазу з мінімальною кількістю неконтрольованих домішок. При відпалі за цієї ж температури з присутністю оксиду вольфраму такого утворення візуально спостерігається значно менше. При цьому в ІЧ-спектрах суттєвих відмінностей відпалених і невідпаленого НАП-у не спостерігається крім наявності піка 1250 см^{-1} .

Таким чином, з отриманих результатів можна зробити висновок, що оксид вольфраму дозволяє здійснювати модифікацію поверхні алмазних порошків, а також дозволяє запобігти небажаним процесам на поверхні алмазу, які відбуваються під час нагрівання за температур до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$.

ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК КЕРАМІКИ НА ОСНОВІ ТУГОПЛАВКИХ БОРИДІВ ПРИ СТАТИЧНИХ І ДИНАМІЧНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ

А.С. Локаткіна, С.В. Ричев, П.П. Барвіцький, М.О. Цисар

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074, e-mail: aslokatkina@gmail.com

При створенні нових керамічних матеріалів, особливо на стадії оптимізації складу та відпрацювання режимів спікання, важливу роль відіграє оперативна оцінка механічних властивостей отриманих матеріалів. Властивості зазвичай описуються кількісно з використанням характеристик, які визначаються як неруйнівними, так і руйнівними методами.

В даному дослідженні порівняно характеристики структури та результати комплексного дослідження механічних властивостей (із застосуванням ультразвуку, статичних і динамічних методів) зразків кераміки на основі B_4C і AlB_{12} , а також композитів, отриманих з сумішей $B_4C+5-25$ ваг.% SiC і $AlB_{12}+10-20$ ваг.% TiC , виготовлених методом гарячого пресування при 30 МПа в діапазоні температур 1950–2200 °С.

Досліджено, що добавка SiC у вихідній суміші істотно впливає на властивості B_4C кераміки. Аналіз осцилограм руйнування кераміки на основі карбіду бору показав, що для цієї кераміки характерна наявність великої кількості сплесків навантаження на першому етапі навантаження. Амплітуда цих численних сплесків перевищує руйнівне навантаження, а енергія, що витрачається на їх утворення, значна. Тобто, при ударному навантаженні зразків карбіду бору до їх макро-руйнування відбувається множинне розтріскування структури зразка з поглинанням енергії. Ця особливість дозволяє використовувати B_4C для гасіння енергії ударника.

Встановлено, що додавання у вихідну шихту AlB_{12} добавки TiC позитивно впливає на міцність композитного матеріалу на основі додекаборидів алюмінію (особливо при розтягуванні). Найбільш позитивний вплив на динамічну міцність зробила добавка у вихідну суміш 20 ваг.% TiC , що призвело до зміни складу кераміки після спікання: 77 мас.% $AlB_{12}C_2$, 21 мас.% TiB_2 , 2 мас.% Al_2O_3 . Аналіз осцилограм руйнування кераміки на основі AlB_{12} з добавками TiC так кераміки на основі B_4C з різним вмістом SiC показав, що при ударному навантаженні кераміки на основі додекабориду алюмінію, також спостерігається велика кількість сплесків навантаження на першому етапі навантаження. Однак їх амплітуда менше руйнівного навантаження, а значить, їх вплив менш значний для дисипації енергії, ніж в разі кераміки на основі B_4C з різним вмістом SiC .

Рівень досягнутих механічних характеристик робить перспективним використання розроблених позиційних матеріалів в елементах бронезахисту та інших виробках, що зазнають значних динамічних, або вібраційних навантажень. Показано,

що для визначення міцності при динамічному навантаженні можна використовувати дискові зразки з керамічних матеріалів діаметром 5–15 мм. Розроблені методики використані для дослідження, виготовлених в Інституті надтвердих матеріалів ім. В.Н. Бакуля НАН України керамічних матеріалів на основі B_4C і AlB_{12} .

CEMENTED CARBIDE FOR THE MANUFACTURE OF ROCK DESTRUCTION TOOLS WORKING IN DIFFICULT CONDITIONS

A. A. Matveichuk

V.Bakul Institute for Superhard materials NASU UKRAINE, 2, Avtozavodskaya Str.,
Kiev, 04074, o.o.matviichuk@gmail.com

Oil and gas production is a complex and expensive process, in which a large number of wells are drilled. At the same time, well drilling and operation involves the use of a large number of different materials, equipment and rock cutting tools, one of which is roller cone drill bits. Roller cone drill bits consist of a body and rock cutting elements: button/inserts that have different sizes and forms and made of tungsten carbide alloys. The performance of the roller cone drill bit is determined by the impact energy of the button/inserts, while it must be sufficient to destroy the rock. At the same time, impact energy is expended not only on the destruction of the rock, but also on the accumulation of various kinds of defects in the rock-breaking elements. Therefore, improving the performance of carbide elements used in rock cutting tools is an urgent task. At present, the possibilities of standard sintered hard alloys to solve this problem are completely exhausted.

Theoretical research at the Institute of Superhard Materials V.N. Bakul and experiments at the Utah Institute of Technology (USA) proved that one of the promising directions for solving this problem is the creation of mesostructured hard alloys [1–3]. Mesostructured cemented carbides consist of mesoelements (aggregates of refractory particles) with a size of 50-300 microns, which are in a metal or composite matrix. The main obstacle to the creation of mesostructural hard alloys has been the lack of effective manufacturing technology not only mesoelements but sintering of cemented carbide of them.

The technology for manufacturing alloys of this type at the Utah Institute of Technology (USA) provided for solid phase sintering (1250 °C) under pressure (30 MPa) for 2 hours, which was very unproductive and required significant energy expenditures.

The developed technology for producing mesoelements in V.N. Bakul Institute of Superhard Materials allows, using conventional liquid-phase sintering, to reduce the time to 20 minutes, which is a more productive method and is in good agreement with modern methods of solving environmental issues [4, 5]. The use of mesostructured WC-Co hard alloys in roller cone drill bits will allow a significant increase in the performance of the aforementioned carbide elements due to high crack resistance and fatigue strength (resistance to shock cyclic loads when interacting with rock). According to preliminary estimates, when using modern equipment, the fracture toughness of such alloys (depending on the composition) should reach up to $34.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{-1/2}$, and the wear resistance up to 4.3 ASTM units [1]. For comparison, the crack resistance of the standard VK6 alloy can be in the range of $14\text{--}16 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{-1/2}$, VK20 up to $21 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{-1/2}$.

References

1. Deng X. et al. Mechanical properties of a hybrid cemented carbide composite International Journal of Refractory Metals & Hard Materials 19 (2001), 547-552.
2. Lisovskii A. F. Method Formation of Mesostructures in Sintered Hardmetals. Review // Superhard Materials. – 2003. – № 4. – C. 4–10. (Rus).
3. Lisovskii A. F. Mesostructuring in Sintered Hard Alloys // Powder Metallurgy and Metal Ceramics 2001. 40(1/2), 71–76.
4. Matveichuk A. A., Davidenko S. A. On the Interaction of the Cobalt Melt with Polycrystalline Tungsten Monocarbide // Journal of Superhard Materials. – 2018. – V. 40. No 3. – P. 184–188.
5. Matviichuk O. O. Regularities of gas-phase WO_3 carburization to WC carbide in the quaternary W-C-H-O system and structure formation during sintering of wear-resistant composites from it // The thesis abstract for the degree of candidate of technical sciences, specialty 05.02.01 – Materials Science. – V. N. Bakul Institute for Superhard Materials. NAS of Ukraine, Kyiv, 2018.

ВПЛИВ РЕЖИМІВ ОБРОБКИ НА ВІДХИЛЕННЯ ВІД СФЕРИЧНОСТІ КУЛЬОК З Si_3N_4 ПРИ АЛМАЗНОМУ ШЛІФУВАННІ

А.В. Редькін

Інститут надтвердих матеріалів НАН України,
вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074, e-mail: andrii.redkin@gmail.com

Представлено результати експериментального дослідження впливу параметрів режиму обробки, при процесі алмазного шліфування, на сферичність керамічних куль з нітриду кремнію. При сталій схемі шліфування найбільш значимий вплив показує швидкість шліфування, час витримки кульок та зміна подачі в межах експерименту значного впливу не завдають.

Починаючи з кінця двадцятого століття керамічні матеріали почали широко використовувати в авіа-космічній галузі, озброєнні та верстатобудуванні, при умовах високих силових та теплових навантажень. Наприклад у підшипниках заміна сталевих елементів на керамічні дозволила забезпечити більш тривалий строк служби при кращих робочих характеристиках [1]. Але виготовлення прецизійних керамічних деталей, якими безумовно є як кільця так і кулі підшипників, виявилось досить складним.



Рис. 1. Вид на робочу зону верстату – сепаратор з кулями, нижній диск та шліфувальний круг

Найбільш розповсюдженими керамічними матеріалами, що використовуються при виробництві керамічних підшипників кочення є нітрид кремнію (Si_3N_4), оксид алюмінію (Al_2O_3), карбіди бору (B_4C) та карбіду кремнію (SiC). Далі наведено результати дослідження впливу режимів обробки на сферичність кульок з нітриду кремнію після алмазного шліфування за схемою групової абразивної обробки куль з урахування, взявши за основу обробку з ексцентриситетом. [2]

Кульки розташовані у сепараторі, між алмазним шліфувальним кругом та опорним диском, по діаметру диску, при цьому кульки можуть вільно прокручуватися в позиціях сепаратору. Алмазний шліфувальний шар розташовано на торці круга. Схема розташування кульок була вибрана по спіралевидній траєкторії. Обробка проводилась на вертикально-фрезерному верстаті з можливістю регулювання швидкості обертання шліф. кругу n_k , подачі на врізання s_v (одноразово через певні проміжки часу) та часу обробки між подачами t_o .

Була проведена серія дослідів за допомогою повного факторного експерименту типу 2^3 [3]. Для цього було складено матрицю планування експерименту та визначено

базові межі варіювання всіх факторів на двох рівнях: швидкість обертання круга $n_k = 500$ и 800 об/хв.; подача на врізання 40 та 60 мкм; час обробки t_o 3 і 5 хв. Кількість куль що приймали участь в досліді складає 20 шт.

Під час обрахунку середніх значень відхилення від сферичності було відкинуто 3 результати вимірів, через те що вони дуже різко відрізнялися від інших, і ймовірно виникли через неоднорідність структури заготовок. Перевірка дисперсій S_j^2 за критерієм Кохрена показала їх однорідними та придатність для подальших розрахунків.

Таблиця 1. Матриця планування повного факторного експерименту та результати перевірки відтворюваності дослідів

№	Фактори									Функція відклику	
	X_1	X_2	X_3	$X_{1 \times 2}$	$X_{2 \times 3}$	$X_{1 \times 3}$	S_B , мкм	t_o , хв	n_k , хв ⁻¹	y_i	S_j^2
1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	60	5	800	114,5	27034,4
2	-1	+1	+1	-1	-1	+1	40	5	800	110,0	15397,4
3	+1	-1	+1	-1	+1	-1	60	3	800	118,0	29049,3
4	-1	-1	+1	+1	-1	-1	40	3	800	96,0	24542,8
5	+1	+1	-1	+1	-1	-1	60	5	500	107,0	16902,5
6	-1	+1	-1	-1	+1	-1	40	5	500	90,8	21481,3
7	+1	-1	-1	-1	-1	+1	60	3	500	85,3	17956,2
8	-1	-1	-1	+1	+1	+1	40	3	500	81,4	25360,9

Були визначені коефіцієнти рівняння регресії. Отримане рівняння регресії має наступний вигляд:

$$Y_i = 100,382 + 5,812X_1 + 5,2X_2 + 9,242X_3 - 0,645X_1X_2 - 2,57X_2X_3 + 0,812X_1X_3$$

Після перевірки рівняння через критерій Стюдента можна зробити висновок, що найбільш значним фактором впливу є швидкість обертання шліфувального круга.

Література:

1. Ren, C. Z., Wang, T. Y., Jin, X. M., and Xu, H., 2002. Experimental research on the residual stress in the surface of silicon nitride ceramic balls. Journal of Materials Processing Technology, 129 (1–3), 446-450
2. Kang J., Hadfield M. Parameter optimization by Taguchi Methods for finishing advanced ceramic balls using a novel eccentric lapping machine. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2001, 215(1): 69–78.
3. Кононюк А. Е. Основы научных исследований (Общая теория эксперимента): В 4 т. Т. 2. – К.: Изд-во КНТ, 2011. – 453 с.

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ, СТРУКТУРИ ТА МОРФОЛОГІЇ ДОМІШОК НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ КОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ cBN ЗІ ЗВ'ЯЗКОЮ NbN

Ю.Ю. Румянцева¹, Д.О. Савченко¹, В.В. Гаращенко¹, Д.В. Туркевич¹,
О.В. Бурячек²

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074, e-mail: yrumanceva@gmail.com

²Державне Підприємство "Запорізьке Машинобудівне Конструкторське Бюро
"Прогрес" імені академіка О.Г. Івченка

Методом HPHT синтезу ($p=7,7$ ГПа, $T=2000$ °C) отримано матеріали на основі cBN зі зв'язкою NbN із додаванням домішок різної морфології (домішки SiC, Si₃N₄, Al₂O₃ – у вигляді порошків та мікрОВОЛОКОН) та хімічного складу на тріщиностійкість та зносостійкість ріжучого інструменту під час ударного точіння. Показано вплив вмісту зв'язуючої фази (NbN), морфології та хімічного складу домішок на властивості отриманих композитів.

Під час виконання роботи було розроблено матеріали на основі cBN зі зв'язкою NbN із додаванням домішок різної морфології та хімічної природи (домішки SiC, Si₃N₄, Al₂O₃ у вигляді порошків та мікрОВОЛОКОН). Досліджено вплив морфології та хімічного складу домішок на тріщиностійкість та зносостійкість ріжучого інструменту під час ударного точіння. Досліджено вплив вмісту зв'язуючої фази (NbN) на властивості отриманих композитів (щільність, твердість, тріщиностійкість), стійкість до окиснення та електропровідність отриманого матеріалу. Показано, що:

1) Збільшення вмісту більш електропровідної фази (NbN) у складі композиту полегшує проходження дифузійних процесів під час спікання у АВТ, що призводить до покращення ущільнення отриманих матеріалів та збільшення відносної щільності (з 93% – для композиту з 25 об.% NbN до 99–100% – для композиту з 35 об.% NbN)

2) Дослідження стійкості до окиснення методом СТА показало, композити з 50 об. % cBN більш стійкі до окиснення, у порівнянні з композитами 60 об. % cBN, не дивлячись на меншу стійкість зв'язки (NbN) до окиснення у порівнянні з матеріалом матриці (cBN) (окиснення NbN починається вже за 600 °C, натомість порошок cBN не окиснюється аж до 1000–1100 °C). Отримані результати можуть бути пояснені меншою реакційною поверхнею композитів з 50 об.% cBN внаслідок більш високих значень відносної щільності (див. п.1), що стримує процес окиснення матеріалу під час нагріву на повітрі та свідчать про наявність окисного типу зношування.

3) Введення Si₃N₄ до складу основного матеріалу як у вигляді ВОЛОКОН, так і у вигляді порошків, не призвело до покращення зносостійкості, що може бути пояснено хімічною взаємодією Si₃N₄ з оброблюваним матеріалом (загартована сталь) внаслідок високої спорідненості Si₃N₄ до заліза. Це свідчить про наявність хімічного типу зношування під час роботи ріжучого інструменту.

4) Додавання мікрОВОЛОКОН SiC до складу основного матеріалу призвело до покращення твердості та тріщиностійкості, а у поєднанні з достатньо високою хімічною стійкістю дозволило значно зменшити швидкість зносу.

5) Додавання Al_2O_3 у формі мікрОВОЛОКОН призвело до покращення зносостійкості, не дивлячись на погіршення тріщиностійкості, що може бути пов'язано з кращою стійкістю до окиснення у порівнянні з мікрОВОЛОКНАМИ Si_3N_4 . Натомість, введення Al_2O_3 до складу основного матеріалу у формі порошку не призвело до покращення зносостійкості, що вказує на доцільність армування мікрОВОЛОКНАМИ внаслідок реалізації механізмів зміцнення.

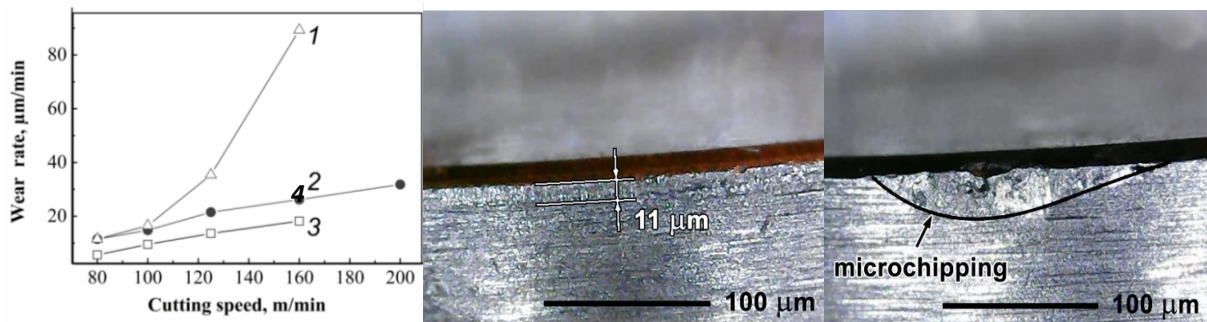


Рис. 1. Залежність швидкості зносу від швидкості роботи ріжучого інструменту для різних матеріалів (а) (1 – cBN-Si₃N₄ композит марки «борсинім»; 2 - 60% cBN-25% NbN-10% SiCw-5% Al; 4 – 60% cBN-25% NbN-10% Al₂O₃ w-5% Al; 3 – CBN170) та поверхні зносу композитів 60% cBN-25% NbN-10% Al₂O₃ w-5% Al (б) та 60% cBN-25% NbN-10% Si₃N₄ w-5% Al

Висновки Найкращою зносостійкістю володіють матеріали з 60 об.% cBN, та з додаванням мікрОВОЛОКОН SiC та Al₂O₃, які, на відміну від мікрОВОЛОКОН Si₃N₄, змогли забезпечити оптимальний комплекс механічних властивостей (твердість та тріщиностійкість) та високу хімічну стійкість отриманих матеріалів. Результати свідчать про одночасну дію механізмів окиснення (які можна подолати шляхом введення сполук, стійких до окиснення), хімічного та термомеханічного зношування (які можна подолати шляхом коректного вибору хімічно стійкої зв'язки з мінімальною різницею КТР та за допомогою армування мікрОВОЛОКНАМИ) під час роботи ріжучого інструменту та вказують на можливість подальшого вдосконалення матеріалів групи cBN за рахунок армування мікрОВОЛОКНАМИ.

GaN CRYSTALLIZATION BY THE TEMPERATURE GRADIENT METHOD**Yu.Yu. Rumiantseva, O.V. Savitskyi, Yu.I. Sadova.**V.Bakul Institute for Superhard materials NASU Ukraine,
2, Avtozavodska Str., Kyiv, 04074, e-mail: yrumuanceva@gmail.com

GaN crystals growing in Fe–Ga–N system using temperature gradient method (pressure range of HP-HT synthesis was 3–5 GPa and the temperature range was 1200 – 1600°C) was done. It was studied the influence of technological parameters, composition and structure of the solvent alloys on the structural perfection and purity of the obtained crystals.

GaN is one of the most promising semiconductor materials. It is known that GaN have larger bandgap (BG) compared to the traditionally used silicon ($BG_{\text{GaN}} - 3.4 \text{ eV}$; $BG_{\text{Si}} - 1.12 \text{ eV}$) [1]. Hence, it was expected that it will allow reducing the heat loss and increasing the switching frequency of electronic devices and reduce their size. Many GaN growing methods was developed due to the attractiveness of GaN for the industrial sector [2], but none of them allows to obtain GaN crystals of satisfactory quality and size. This leads to the necessity to find new methods. In this work, for GaN crystals growing a temperature gradient method at high pressures was used, which. It was expected that HPHT sintering will allow circumventing the restrictions in accordance to the theoretical predictions [3]. The pressure in high-pressure cell was 4.0–4.5 GPa while performing all experiments. According to the [4] this pressure is the lower limit of the GaN thermodynamic stability on the temperature of experiments (1200–1600 °C). Fe_xN , pre-homogenized Fe–Ga–N alloy and Fe–Ga–N powder alloy with the same chemical composition used as solvent. The properties of obtained GaN crystals were studied by the help of SEM, XRD, IR- and Raman spectroscopy. The chemical composition (using XRD) and microstructure (using SEM) investigations of the solvent alloys were done too. Due to above-mentioned investigations, it is established that:

1) Fe_xN and Fe–Ga–N powder alloy using as a solvents lead to the intense spontaneous polycrystallization (*a, b*) and even to the destruction of samples (*c*).

2) The pre-homogenized Fe–Ga–N alloy demonstrated the best results from the other solvent alloys. It is established that the temperature value 1400 °C is not enough for GaN growing (due to insufficient transport of atoms of Ga and N source, resulting in crystal growth at the source (Fig. 2, *c*)). But diffusion processes are actively occurring Fig. 2, *a*, Fig. 2, *b*) at 1600 °C, which leads to structural imperfection of the obtained single crystals, which point on the too high temperature value.

Conclusions The obtained results show that the temperature range of possible production of structurally perfect single crystals between 1400–1600 °C. In addition, the reduction of the GaN tendency to polycrystallization remains an open question. This points on the possibility and prospects of obtaining GaN single crystals (on the one hand) and on

the necessity of further parameters optimization for GaN HPHT growing (including temperature and gradient) and search for more effective solvent alloys (on the other).

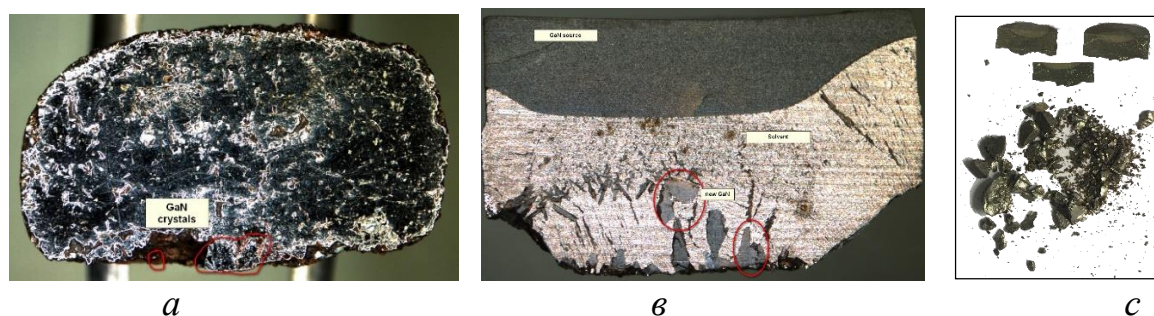


Fig. 1. Photo of cross-section fragment of samples (a – Fe_xN ; b – Fe–Ga–N powder alloy) after GaN crystallization and pieces of samples after experiments (c)

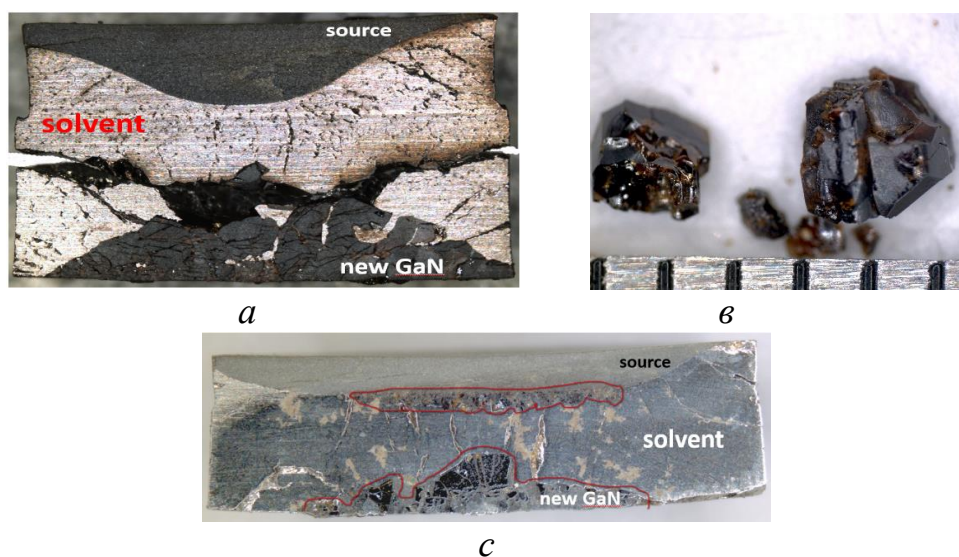


Fig. 2. Photo of cross-section fragments of samples with pre-homogenized Fe–Ga–N solvent alloy, which sintered an 1600 °C (a) and 1400 °C (c); photo of new GaN crystals from the sample, sintered at 1600 °C (b)

Literature

1. Hao Y., Zhang J. F., Zhang J. C. Nitride wide bandgap semiconductor material and electronic devices. – CRC Press, 2016.
2. Ehrentraut D., Meissner E., Bockowski M. (ed.). Technology of gallium nitride crystal growth. – Springer Science & Business Media, 2010. – vol. 133.
3. Porowski S. et al. The challenge of decomposition and melting of gallium nitride under high pressure and high temperature //Journal of Physics and Chemistry of Solids. – 2015. – vol. 85. – pp. 138-143.
4. Karpinski J., Jun J., Porowski S. Equilibrium pressure of N_2 over GaN and high pressure solution growth of GaN //Journal of Crystal Growth. – 1984. – vol. 66.– pp. 1-10.

РОЗЧИННІСТЬ GaN В РІДКІЙ ФАЗІ МЕТАЛІВ Fe, Co-Cr і Fe_xN ЗА УМОВ ВИСОКОГО ТИСКУ І ТЕМПЕРАТУРИ

Ю.І. Садова¹, Б. С. Садовий², І.А. Петруша¹, П. С. Садовий², В.З. Туркевич¹

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074, e-mail: yusadova.lv@gmail.com

²Інститут фізики високих тисків Польської Академії Наук,
вул. Соколовська 29/37, 01-142 Варшава, Польща

Розчинність Ga і N з джерела GaN в рідкій фазі металів (металічних сплавів) Fe, Co-42wt% Cr і Fe_xN вивчали в діапазоні тиску 6,5–8,5 ГПа і температури 1600–1900 °С, використовуючи апарати високого тиску типу торойд-30. Проведено порівняльний аналіз отриманих температурних залежностей розчинності, досліджено склад і мікроструктуру зразків, отриманих в результаті термобаричного відпалу, з метою визначення найбільш перспективного матеріалу розчинника для використання в кристалізації GaN.

GaN важливий матеріал сучасної оптоелектроніки, який також володіє значним потенціалом для його використання в силовій та високочастотній електроніці [1]. Наявні на сьогодні методи кристалізації GaN не дають можливості отримати високоякісні монокристали, розміри яких задовільнятимуть потреби електронної промисловості. Зважаючи на це, розробка нового більш ефективного методу вирощування GaN є актуальним завданням. Кристалізація GaN є складною задачею тому, що він піддається термічному розкладу при температурі вище за 1000 °С, а розплав цієї сполуки на сьогодні так і не отримано [2]. Утримання стабільності в температурах більше ніж 1000 °С забезпечується застосуванням високого тиску парів азоту. Прикладом вдалого використання методу температурного градієнта за умов високого тиску є кристалізація з розчину об'ємних монокристалів алмазу в системі Fe-C. Літературні відомості вказують на можливість значної розчинності N у Fe та в інших споріднених до нього металах (Co, Cr...), а це зі свого боку дало нам можливість розглянути ці метали кандидатами на розчинники для розробки аналогічного як для алмазу підходу до кристалізації GaN. Для дослідження було вибрано такі матеріали: Fe – типовий розчинник у системах вирощування алмазу, добре розчиняє нітроген [3], сплав Co-42wt%Cr – кобальт - ще один характерний складник розчинників для алмазу, а додавання хрому сильно збільшує розчинність нітрогену [3] і Fe_xN – суміш нітридів заліза теж застосовується в алмазній технології. В експериментах використовувались два типи конфігурації вихідних компонентів у комірці високого тиску – (i) несиметричний (рис. 1, а) і (ii) симетричний (рис. 1, б). Симетричний спосіб складання застосовано для зразків з металевим розчинником, як бачимо, тут металевий диск був оточений зверху і знизу шаром нітриду галію. Несиметрична конфігурація застосовувалась до зразків з нітридом заліза.

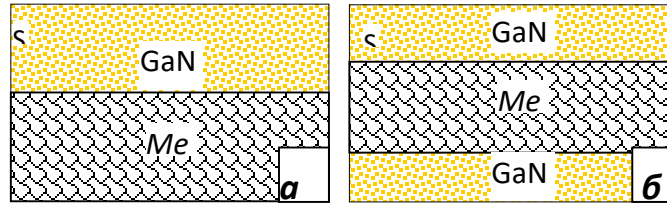


Рис. 1. Схеми складання вихідних компонентів зразків в комірці високого тиску, що використовувались в експериментах – (а) несиметрична і (б) симетрична.

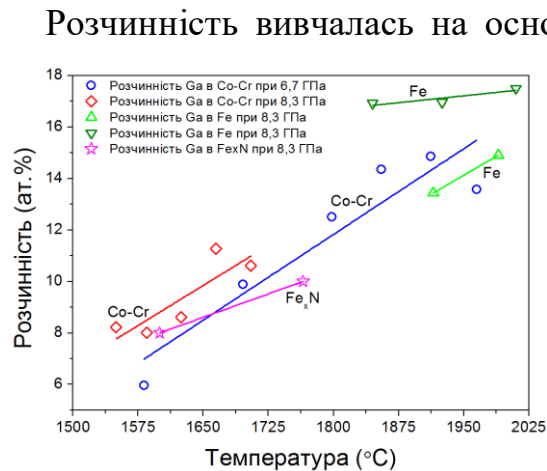


Рис. 2. Температурні залежності розчинності Ga з джерела GaN в металах (сплавах) Fe, Co-Cr і Fe_xN при різних тисках в діапазоні

результаті термобаричної обробки в тих зразках, де це було можливе з огляду на факт відшарування спеченого порошку джерела GaN від матеріалу розчинника. Це типово спостерігалось для металевих розчинників. Для нітриду заліза розчинність визначалась з допомогою EDX. Порівняння для всіх зразків проведено за розчинністю галію, результати представлені на рис. 2.

Висновки Мікроструктура та елементний склад матеріалу розчинника, який отримано після розчинення в ньому Ga і N, досліджено з допомогою SEM та EDX. Виявлено, що в залізі та нітриді заліза після термобаричної обробки з'явилися нові кристали GaN, тоді як в сплаві системи Co-Cr замість GaN

утворився нітрид хрому. Отримані результати дають можливість ствердити, що перспективними для кристалізації GaN будуть залізо та нітрид феруму, незважаючи на те, що сплав системи Co-Cr ефективніше розчиняє Ga і N з джерела GaN.

Література

1. Gil, B., III-Nitride Semiconductors and their Modern Devices. Series on Semiconductor Science and Technology, ed. R. Nicholas and H. Kamimura. 2013, Oxford: Oxford University Press. 638.
2. Porowski, S., et al., The challenge of decomposition and melting of gallium nitride under high pressure and high temperature. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 2015. 85: p. 138-143.
3. Kowanda, C. and M.O. Speidel, Solubility of nitrogen in liquid nickel and binary Ni- X_i alloys (X_i = Cr, Mo, W, Mn, Fe, Co) under elevated pressure. Scripta Materialia, 2003. 48: p. 1073–1078.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОХІДНИХ ФЕРОЦЕНУ НА АДГЕЗІЮ ПОЛІМЕРНИХ ЗВ'ЯЗУЮЧИХ ДО ВУГЛЕЦЕВИХ ВОЛОКОН В КОМПОЗИТАХ

С.В. Скороход, О.В. Бурячек, Ю.Ю. Румянцева, Д.О. Савченко

Інститут надтвердих матеріалів НАН України,
вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074, e-mail: sv29.skorohod@gmail.com

Була виміряна міцність контакту в системі «вуглецеве волокно–гібридний органо-неорганічний полімер» з використанням методу витягування моноволокна з блоку полімеру. Показано збільшення навантаження при вириванні волокна з розробленого зв'язуючого в 1,75 рази, а також збільшення площі адгезійного контакту зв'язуючого з волокном на 20–50%.

Використання термореактивних полімерних композитів, армованих вуглецевими волокнами, швидко збільшується в багатьох галузях промисловості через їх високу продуктивність, технологічність і можливість переробки [1].

Волокнисті композиційні матеріали знаходять досить широке застосування. Наприклад, в авіаційній техніці: при конструюванні корпусу, крила, горизонтального та вертикального оперення, різноманітних обтічників використовуються деталі на основі композиційних матеріалів містять скловолокно або вуглеволокно і епоксидіанові смоли [2,3]. При конструюванні лопаток турбін повітряного компресора турбореактивного двигуна використовують більш теплостійкі зв'язуючі [4]. Другим прикладом може бути використання полімерних волокнистих композитів в алмазному інструменті [5], який призначений для шліфування важкооброблюваних тугоплавких керамічних матеріалів.

Відомо, що механічні властивості армованих волокнистих композиційних матеріалів залежать від довжини волокон, їх концентрації, поверхні розділу одиничне волокно–полімер і природи компонентів, що утворюють цю поверхню. Зокрема, управління характером взаємодії на поверхні розділу дає можливість впливати на перерозподіл навантаження в композиційних матеріалах між полімерною і волокнистою складовою.

Існує кілька можливостей впливати на характер взаємодії на поверхні: через апретування поверхні волокна, попередню функціоналізацію і підбір складу вихідної полімерної композиції. Останній підхід дає багато можливостей для управління характером взаємодії: зміна міцності контакту, здатності полімеру покривати пористі волокна шляхом зміни в'язкості полімеру, зміна змочування полімером волокна. У даній роботі розглянуто останній підхід.

Метою роботи було дослідження введення сполук на основі фєроцена до складу гібридних полімерів на основі поліфєнілена і кластерів міді, і оцінка впливу сполук фєроцена на навантаження, необхідне для виривання одиничного волокна і на зміну

площі контакту полімеру з волокном. Зусилля виривання оцінювалося за даними методу витягування моноволокна з блоку полімеру. Крім того, за допомогою даних електронної мікроскопії оцінювалася адгезія зв'язуючого до волокна. Для дослідження були використані фереоцен і його похідні 1,1'-дибутил-3,3'-дікарбальдегід і фереоценілметилтриметиламоній йодид [6] (рис. 1):

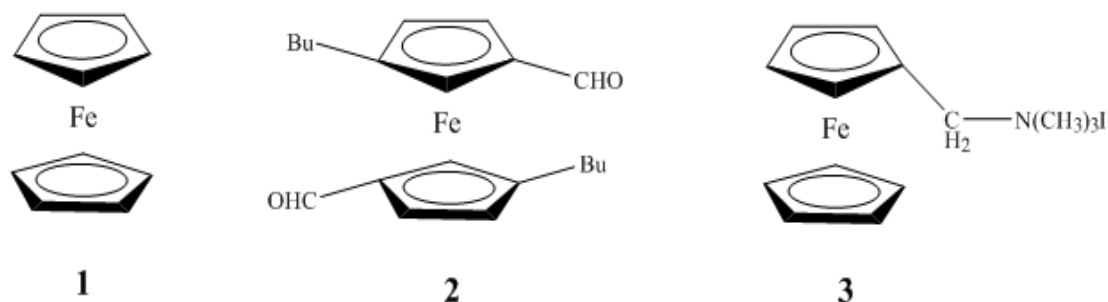


Рис. 1. Сполуки фереоцена: 1) фереоцен; 2) фереоцен-1,1'-дибутил-3,3'-дікарбальдегід; 3) фереоценілметилтриметиламоній йодид

Результати досліджень навантаження волокон, закріплених у зв'язуючих, представлені на рис. 2.

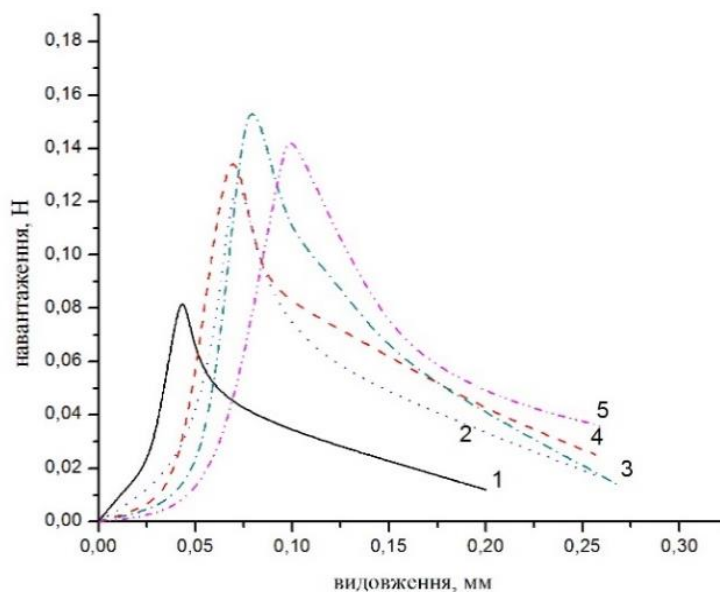


Рис. 2. Залежність напруження від видовження волокна в процесі його витягування із зв'язуючого на основі різних сполук

- 1 – епоксидіанова смола; 2 – гібридний полімер, що не містить похідних фереоцена;
 3 – гібридний полімер, що містить фереоцен;
 4 – гібридний полімер, що містить фереоцен-1,1'-дибутил-3,3'-дікарбальдегід;
 5 – гібридний полімер, що містить фереоценілметилтриметиламоній йодид

Точка максимуму на кривій – це точка початку виривання волокна і його руху в композиті. Подальшу за нею криву можна трактувати, як можливе гальмування процесу руйнування за рахунок когезійних контактів в самому зв'язуючому.

Результати випробувань показують значну перевагу розроблених зв'язуючих над епоксидиановим, що використовується зазвичай для отримання волокнистих композитів. При цьому розроблені композиції витримують навантаження в 1,75 разу вище, ніж стандартні. А видовження при цьому може бути вище в 1,8–1,9 разу. Це пов'язано з особливостями поведінки самих зв'язуючих з поверхнею матеріалу. Зокрема, за даними мікроскопії досліджувався вміст залишкового зв'язуючого на поверхні зразків волокна після його виривання. Композиції на основі похідних фероцена залишаються у значній кількості на поверхні волокна, що свідчить про високе змочування і адгезію полімеру до вуглецевого волокна (рис. 3).

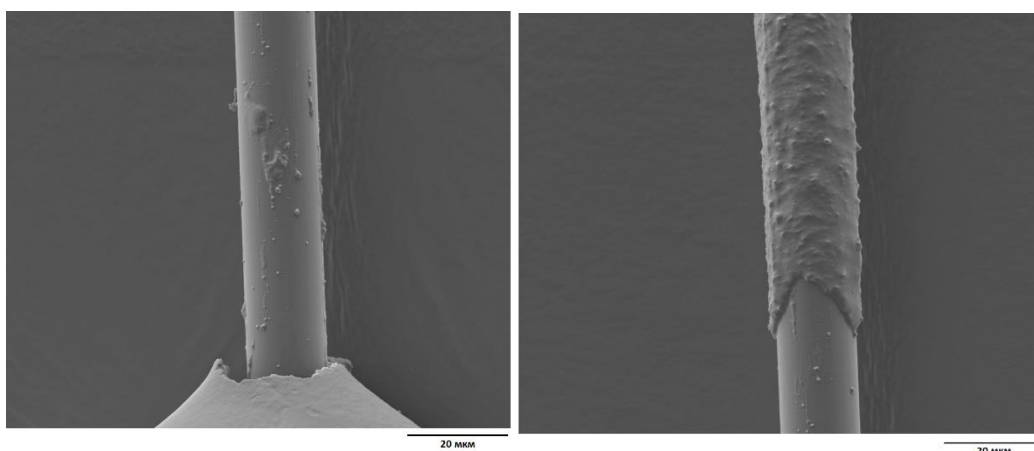


Рис. 3. Зображення волокна, висмикнутого з епоксидианового зв'язуючого (а) і з гібридного полімеру, що містить похідне фероцена (б)

За допомогою додаткового програмного забезпечення досліджували площу залишків зв'язуючого на поверхні волокна (табл. 1).

Таблиця 1 – Відношення площі покриття залишків зв'язуючого після виривання волокна до площі поверхні волокна

№	Зв'язуюче	Покриття волокна, (%)
1	епоксидиановий полімер	1–2
2	гібридний полімер, що не містить фероцен та його похідні	20–35
3	гібридний полімер, що містить фероцен	22–44
4	гібридний полімер, що містить 1,1'-дибутил-3,3'-дикарбальдегід	34–67
5	гібридний полімер, що містить фероценілметилтриметиламоній йодид	44–89

Результати проведених досліджень свідчать про значне зростання адгезійного контакту зв'язуючого з волокном. Використання похідних фєроцена підвищує адгезійний контакт на 20–50% в порівнянні зі складом, що не містить цієї добавки.

Відмінності поведінки матеріалів на основі різних добавок фєроцена, можливо, пов'язані з особливостями утворених ними структур в полімері в процесі його отримання. Однак, дане питання виходить за рамки виконуваної роботи та є метою подальших досліджень

Таким чином, вдалося посилити контакт волокна зі зв'язуючим, що створює шлях управління властивостями міцності волокнистого композиту через зміну складу і структури полімерного зв'язуючого.

Література:

1. Бранцева Т.В., Горбаткина Ю.А., Кравченко Т.П., Кербер М.Л. Адгезионная прочность при взаимодействии полиамидов с арамидными волокнами. *Химические волокна*, 1997, № 5, с. 51–55
2. Vertuccio L., Guadagno L., Spinelli G., Russo S., Iannuzzo G. Effect of carbon nanotube and functionalized liquid rubber on mechanical and electrical properties of epoxy adhesives for aircraft structures. *Composites Part B: Engineering*. 2017. Vol. 129, P. 1-10
3. Kyungmun. K., Sunghyun P. Ahrae J., Kise L. Development of ultralight and thin bipolar plates using epoxy-carbon fiber prepreps and graphite composites. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2017. Vol. 42, P.1691-1697
4. Chawla, K. K. *Composite materials: science and engineering*. 2012. P. 533
5. Kitazawa, Noboru. *Method of manufacturing an impregnated fibrous grinding article*. U.S. Patent No 3,547,608, 1970./Evertz, Egon; Evertz, Ralf; Evertz, Stefan. *Grinding wheel for longitudinal or transverse grinding*. U.S. Patent Application No 13/759,193, 2013
6. Wael A., Wang L., Abid M. Amin, Liang M. Recent Progress in the Synthesis and Applications of Some Ferrocene Derivatives and Ferrocene-Based Polymers. *Journal of Inorganic and Organometallic Polymers and Materials*. 2010. P. 605-615

МЕТОДОЛОГИЯ РАСЧЕТА ЭНТРОПИИ ФАЗ В СПЛАВАХ С ПОМОЩЬЮ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ФОТОИЗОБРАЖЕНИЙ

Ю. В. Сыроватко

Днепропетровский филиал государственного учреждения «Институт охраны почв Украины», 52071, Днепропетровская область, пос. Опытный, ул. Научная 65А,
yu.syrovatko@gmail.com

В работе предложен метод вычисления энтропии фаз в сплавах с использованием сканирования их оцифрованных фотоизображений с помощью программы ТСХ-менеджер. После соответствующей обработки данных получали статистические параметры, необходимые для расчета энтропии фаз. Результаты определения энтропии фаз карбидов вольфрама WC и W₂C удовлетворительно совпадают со справочными данными.

Определение термодинамических характеристик необходимо для изучения условий равновесия системы. Важной термодинамической характеристикой является энтропия. Термодинамическую энтропию определяют с использованием калориметрических методов, для которых необходимы экспериментальные измерения теплоемкости и теплоты фазовых превращений [1]. Анализ приближенных методов оценки энтропии структур по имеющимся в литературе эмпирическим формулам показал, что расхождение между рассчитанными и действительными величинами может быть значительным. Это связано с тем, что при расчетах не учитывалась конфигурационная энтропия структур. В данной работе предложен метод расчета общей энтропии фаз сплавов с учетом конфигурационной энтропии при помощи статистической обработки оцифрованных фотоизображений сплавов, полученных в отраженном свете на оптическом металлографическом микроскопе. Структура сплава W–C имеет две эвтектические фазы WC и W₂C. Анализ изображения структуры проводили с помощью специальной компьютерной программы ТСХ-менеджер [2]. Сканирование оцифрованных изображений фаз выполняли в формате jpg. В программе формировалась соответствующая матрица, значения которой выражались через коэффициенты отражения света от поверхности шлифа образца. Во избежание ошибок, все значения матрицы нормировали к максимальным. Для определения энтропии фаз в структуре сплавов строили распределение плотности вероятности коэффициентов отражения света. Далее распределение раскладывали на составляющие гауссианы, каждая из которых соответствовала определенной фазе. В данном случае – на две гауссианы, так как в структуре сплава W–C присутствуют две фазы WC и W₂C. Для этого сначала выделяли на кривой распределения явно выраженные значения гауссианы, логарифмировали их и аппроксимировали квадратичной функцией. Поскольку зависимость логарифмического представления функции нормального распределения имеет вид квадратичной функции, по полученным коэффициентам квадратичной

функции можно найти параметры гауссианы и построить ее. После вычитания значений построенной гауссианы из суммарного распределения выделяли значения следующей гауссианы и т. д. Согласно формуле Эйнштейна [3], плотность вероятности распределения

$$f(K) = \text{const} \cdot e^{S'(K)}, \quad (1)$$

где $S'(K)$ – энтропия как функция реализации статистических состояний фаз в структуре сплава. В нашем случае фактором распределения, определяющего энтропию, являлся коэффициент интенсивности отражения света K . Раскладывая $S'(K)$ в ряд по степеням K , ограничиваясь членом второго порядка и учитывая, что энтропия достигает своего максимума для средних значений K , получим для плотности вероятности распределения

$$f(K) = \text{const} \cdot e^{S'(K)} e^{-\frac{\beta}{2}(K-\bar{K})^2}, \quad (2)$$

где $\beta = \frac{d^2 S'}{dK^2} \Big|_{K=\bar{K}}$. Сравнивая (2) с распределением Гаусса, находим энтропию n -ой фазы в различных сплавах по следующей формуле:

$$S'_n(\bar{K}) = (-\ln \sqrt{2\pi \cdot \sigma_n^2}) / (\sum_n A_n), \quad (3)$$

где σ_n – среднее квадратичное отклонение n -ой гауссианы, A_n – амплитуда n -ой гауссианы. В формуле (3) учтено, что суммарная вероятность распределения нормирована к площади под кривой распределения, которая пропорциональна сумме амплитуд гауссиан. После вычисления энтропию умножали на R для получения нужной размерности: $S_n(K) = S'_n(K) \cdot R$, где $R = 8,31$ Дж/моль·К. Энтропия при комнатной температуре фазы WC составила 35,13 Дж/моль·К, фазы W_2C – 52,23 Дж/моль·К. Согласно справочным данным [4] энтропия этих фаз равна 32,21 и 56,28 Дж/моль·К соответственно. Таким образом, результаты расчета энтропии фаз WC и W_2C , полученные с помощью статистической обработки микрофотографий структуры близки к табличным значениям. Это показывает перспективность использования предложенной методики расчета энтропии фаз, которая позволяет сократить время исследований и не требует сложного экспериментального оборудования. Автор выражает благодарность д.т.н., проф. Е. В. Суховой за обсуждение результатов и полезные замечания.

Литература:

1. Sebastian Haas, Mike Mosbacher, Oleg N. Senkov and all. Entropy Determination of Single-Phase High Entropy Alloys with Different Crystal Structures over a Wide Temperature Range // Entropy. – 2018. – Vol. 20. – pp. 654 – 665.
2. Демидов О.А., Кобець А.С., Грицан Ю.І., Жуков О.В. Просторова агроєкологія та рекультивация земель. – Дніпропетровськ: Свідлер А.Л., 2013. – 560 с.
3. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Статистическая физика. – М.: Наука, 1976. – 583 с.
4. Pankratz L. B. Thermodynamic Properties of Carbides, Nitrides, and other Selected Substances. – Washington: U. S. Dept. of the Interior, Bureau of Mines, 1994. – 957 p.

ВІДПАЛЮВАННЯ НАНОРОЗМІРНИХ АЛМАЗНИХ ПОРОШКІВ У СЕРЕДОВИЩІ ПОВІТРЯ ТА ПАРИ WO₃

О.І. Чернієнко, О.В. Куш, В.В. Гаращенко

Інститут надтвердих матеріалів НАН України,
04074, Київ, Автозаводська, 2, o.cherniyenko@gmail.com

В роботі проведено відпалювання нанорозмірних алмазних порошків (НАП) у герметичному об'ємі в середовищі атмосфери повітря та пари WO₃. Досліджено вплив пари WO₃ в середовищі атмосфери повітря за температури 600 – 900 °С на зміну функціональних груп поверхні НАП – ів.

Для досліджень використовували НАП марки АСМ5 0,1/0, основну фракцію якого складають частинки розміром до 0,1 мкм. Відпал НАП-у проводили за температури 600–900 °С в герметично замкненому об'ємі з присутністю джерела випарів WO₃ (порошку WO₃). Швидкість нагрівання складала 10 град/хв. Тривалість витримки за вказаної температури становила 10 хв. Дослідження поглинання в інфрачервоній області проводили на ІЧ-Фур'є спектрометрі Nicolet 7600.

В результаті відпалу у вказаних умовах НАП-и змінюють забарвлення на більш світле, що свідчить про зміну стану поверхні НАП-у. Це може вказувати на можливе утворення оксидів речовин, адсорбованих на поверхні алмазу, модифікацію НАП-у вольфрамом, чи інші причини. При цьому структура ІЧ спектрів теж змінюється у порівнянні зі спектром вихідного НАП-у. В спектрах з'являються 2 піки, що мають значення хвильового числа 1325 см⁻¹ та 1445 см⁻¹. Вони не пов'язані з коливаннями карбону чи вольфраму. Можна припустити, що ці піки відповідають за оксигено-, нітрогено-, або гідрогено-місні групи, і для їх ідентифікації потрібно більш глибоке дослідження. Пік, який відповідає за наявність W-C зв'язків, в даних спектрах відсутній. Це вказує на відсутність процесу модифікації НАП-ів вольфрамом в середовищі повітря. Структура спектрів не змінюється зі зміною температури в межах дослідженого інтервалу.

Для виявлення впливу наявності WO₃ на структуру спектру та процес окиснення НАП-у його відпал проведено за однієї температури без та з WO₃ в об'ємі печі. Структура НАП-ів після відпалу зазнає суттєвих змін. Так після відпалу при 900 °С в присутності оксиду вольфраму спостерігається структура ніби порошок покритий «інієм». Також при такому відпалі спостерігаємо втрату маси НАП-у у кількості ~ 30%. У випадку відпалу НАП-у без наявності оксиду вольфраму, небажаної структури «інію» набагато більше, при цьому відбувається інтенсивне окиснення НАП-у, внаслідок чого втрата маси сягає близько 45%. ІЧ-спектри таких зразків структурно не відрізняються від спектрів НАП-ів, отриманих при нижчих температурах. Таким чином, враховуючи наявність двох нових піків зі значенням хвильового числа 1325 см⁻¹ та 1445 см⁻¹ та присутньої неалмазної структури «інію» на

поверхні відпалених НАП-ів, можна припустити, що вони пов'язані. Проте для ідентифікації цієї структури потрібно провести ряд інших експериментів.

Таким чином, на основі отриманих результатів можна зробити висновки про те, що в середовищі повітря та пару WO_3 не відбувається процесу модифікації поверхні нанорозмірних алмазних порошків, але при цьому оксид вольфраму перебуваючи в газоподібному стані в середовищі повітря сповільнює окиснення алмазного порошку.

КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ СИСТЕМИ TiC/Al

Ю.О. Шишкіна, С.Ф. Кирилюк

Інститут проблем матеріалознавства НАН України,
вул. Кржижановського, 3, Київ, 03142, e-mail: juliunona@gmail.com

Методом гарячого штампування отримано матеріал, для якого в якості вихідної сировини використовували, раніше синтезований, композиційний порошок системи Al-Ti-C.

Металокерамічні композиційні матеріали на основі TiC широко використовуються в якості конструкційних матеріалів завдяки своїм унікальним механічним властивостям. Зокрема, композити TiC/Al характеризуються високими показниками міцності, модулю пружності і, в той же час, мають досить великий запас пластичності, що дає змогу уникнути одного з найбільш небажаного недоліку металокерамічних матеріалів – низької ударної в'язкості [1,2]. Тож, метою даної роботи було отримання композиційного матеріалу системи TiC/Al методами порошкової металургії, а саме, гарячою штамповкою.

Перший етап роботи було присвячено синтезу композиційного порошку з великим вмістом карбіду титану, для його отримання у якості вихідних компонентів використовували елементарні порошки алюмінію (40 мкм), титану (80 мкм) та вуглецю. Карбід титану формується через серію твердо-рідкофазних або твердофазних реакцій в процесі спікання в аргоні пресовок із суміші порошків 45Al-44Ti-11C (% мас.) за температури 950 °C протягом 1 год. Більш легкоплавкий алюміній виступає в якості металу-розчинника. Поява рідкої фази покращує взаємодію між титаном і вуглецем, інтенсифікує процеси дифузії, що призводить до утворення карбіду титану за досить низьких температур [3]. Після синтезу зразки значно збільшили за об'ємом і фактично являли собою губку, їх мікроструктура (рис. 1, а) характеризується досить рівномірно розподіленими світлими сферичними включеннями (5–10 мкм), що оточують сірі ділянки.

Рентгенофазовий аналіз показав у зразках після синтезу наявність карбіду титану, алюмінію, а також незначну кількість інтерметалідів типу AlTi₃, Al₂Ti (рис. 1, б). Після синтезу зразки подрібнювали у планетарному млині для отримання композиційного порошку, що у подальшому використовували у виробництві композиту. Розмір часток порошку після 15 хв. розмелу складав – 80–100 мкм.

Гаряче штампування є альтернативним методом для отримання практично повністю щільних композитів з достатнім вмістом алюмінію [4], що також забезпечує можливість отримання композитів виробів з дрібною структурою, підвищеними експлуатаційними характеристиками. Пресовки з композиційного порошку складу 45Al-44Ti-11C (% мас.) спікали у вакуумі за температурою 1200 °C і штампували за 600 °C. Мікроструктура отриманого композиту TiC/Al наведено на рис. 2.

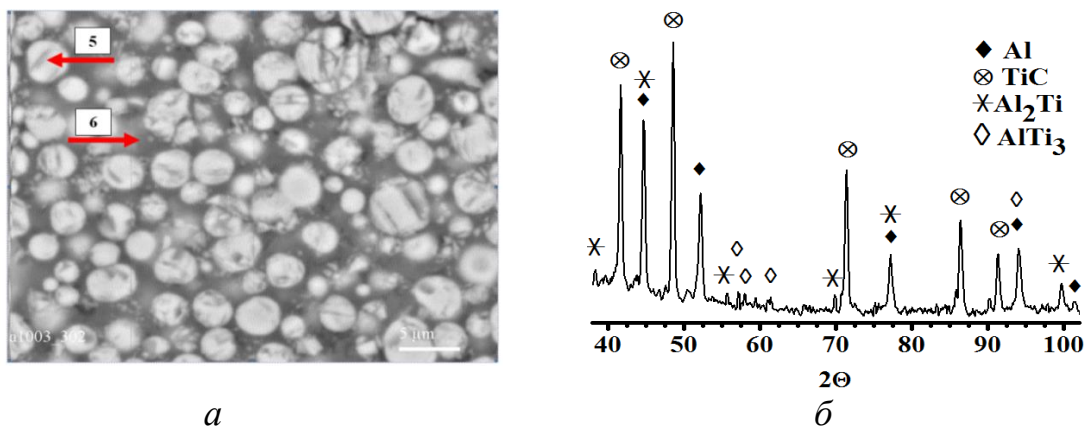


Рис.1. СЕМ зображення (а) та фрагмент дифрактограми (б) зразку складу 45Al-44Ti-11C (% мас.) після синтезу за 950 °C

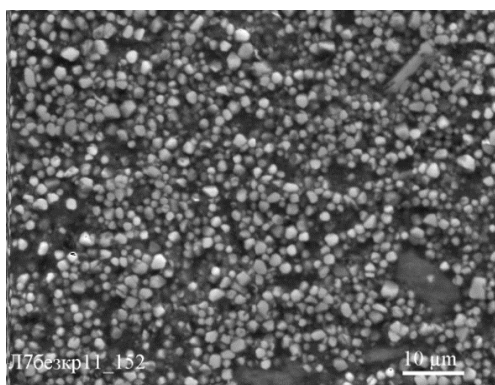


Рис.2. СЕМ зображення композиту TiC/Al після гарячого штампування

Як бачимо, після гарячого штампування відбувається подрібнення часток карбіду титану до 2–3 мкм. Твердість зразка за Брінеллем складає 1850 МПа, щільність – 3,56 г/см³, що відповідає значенню пікнометричної щільності композиційного порошку.

Література

1. Cramer C.L. et al. Lightweight TiC–(Fe–Al) ceramic–metal composites made in situ by pressureless melt infiltration // J. Mater. Sci. Springer US, 2019. Vol. 54, № 19. P. 12573–12581.
2. Xiao G. et al. Microstructural evolution during the combustion synthesis of TiC-Al cermet with larger metallic particles // Mater. Sci. Eng. A. 2006. Vol. 425, № 1–2. P. 318–325.
3. Selcuk C., Kennedy A.R. Al-TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesised from reacted elemental powders // Mater. Lett. 2006. Vol. 60, № 28. P. 3364–3366.
4. Баглюк Г.А. Влияние деформированного состояния горячештампованных заготовок из порошковых алюмоматричных композитов на их структуру и свойства / Шишкина Ю.А., Титов В.А., Кирилук С.Ф. // Обработка металлов давлением. 2018. Vol. 2, № 47. P. 112–119.

ВПЛИВ ХІП ПОРОШКОВОЇ ЗАГОТОВКИ ВК8 ПЕРЕД СПІКАННЯМ НА ЗАЛИШКОВІ НАПРУЖЕННЯ В ЗЕРНАХ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ ТА ТВЕРДІСТЬ ПІСЛЯ ЇЇ СПІКАННЯ

Акимов Г. Я.¹, Шеремет В. І.², Андреев І. В.³, Троснікова І. Ю.², Новохацька А. О.¹

¹Донецький фізико-технічний інститут імені О.О. Галкіна НАН України,
м. Київ, Україна

²Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут
імені Ігоря Сікорського», м. Київ, Україна

³Науково-дослідний інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
м. Київ, Україна, e-mail: scheremet.vitaliy@yandex.ua

В даному повідомленні представлені результати дослідження впливу ХІП заготовки на властивості спеченого твердого сплаву ВК8. Аналізується роль ХІП в зміні поведінки залишкових напружень, як формуючого фактору показників властивостей твердого сплаву ВК8.

Суміш відповідного складу змішана з пластифікатором проходила одновісне пресування під тиском 70 МПа. Сформовані штабики піддавалися холодному ізо статичному пресуванню тиском 200, 300 та 400 МПа. Отриману твердосплавну композицію спікали в вакуумній печі при температурі 1440 °С.

Фазово-структурний аналіз та величину напружень 2 роду поверхневого шару зразків вивчали на рентгенівському дифрактометрі RigacuUltimaIV. Випробування на твердість за Віккерсом проводили на автоматизованому твердомірі МНV-1000.

Саме застосування ХІП, в більшій мірі, впливає на характер напруженого стану матеріалу, отже, має безпосередній вплив на властивості, детальний опис активованих ХІП механізмів представлено в роботах [1–2]. Результати рентгенографічного та рентгеноструктурного аналізів показали, що ХІП змінює внутрішню структуру в зернах WC. В зразках, які пройшли обробку ХІП, відбувається збільшення розміру блоків мозаїчної структури в зернах WC (рис. 1) з 75 Å, в зразку, який не пройшов ХІП, до 375 Å, для зразку, що пройшов ХІП при тиску 0,4 ГПа.

Разом з цим спостерігається ріст залишкових напружень (рис. 2, а). Для зразків переважаючими є напруження розтягу. В зразках, які пройшли обробку ХІП в 0,3 ГПа має місце зміна характеру напружень на стискаючі.

Ці зміни в ОКР та зростання мікроспотворень ґратки, а також зміна розмірності компонентів, призвели до збільшення величини твердості (рис. 2, б). Крива, що відповідає навантаженню в 1 Н, повторює тенденцію зміни значень твердості тих кривих, які відповідають більшим навантаженням, але варто враховувати суттєвий

вплив компоненти пружного відновлення відбитку індентора, що може призводити до дещо завищених показників [3].

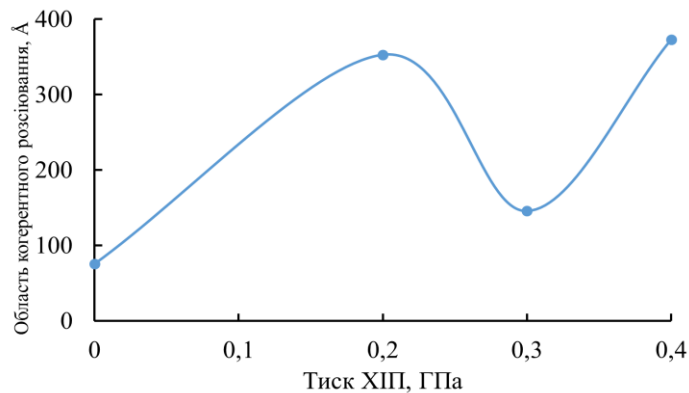
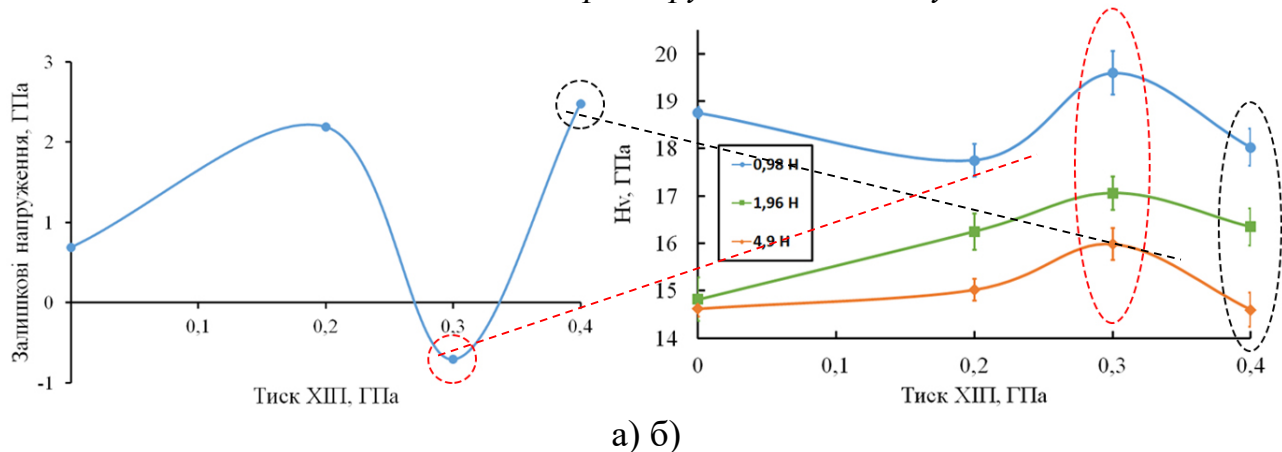


Рис. 1. Залежність розміру ОКР від тиску ХІП



а) б)

Рис. 2. Залежності величин залишкових напружень (а) та мікротвердостей (б) від тиску ХІП

Зміна значень напружень та ОКР добре корелює між собою та узгоджується з показниками мікротвердості. У зразків, які пройшли обробку ХІП в 0,3 ГПа, спостерігались найвищі показники твердості та, на відміну від інших, стискаючі напруження. Згідно [4] в зв'язку з різними теплофізичними властивостями компонентів сплаву після спікання в карбідній складовій мають місце стискаючі напруження. Напруження, що залишились в порошку з моменту їх отримання після обробки ХІП в 0,3 ГПа вдалося релаксувати.

Висновки. Встановлено, що високий тиск ХІП сприяє реорганізації напружень в заготовках. Показано, що ХІП посередництвом зміни напружень в компонентах сплаву позитивно впливає на мікротвердість твердого сплаву ВК8.

Література

1. Акимов Г. Я. Явление самодеформирования при гидростатическом сжатии порошков, состоящих из ионно-ковалентных монокристаллов субмикронного размера. Физика Твёрдого Тела. – 1996. – т. 38. – №2. – с. 654.

2. Акимов Г. Я. Холодное изостатическое прессование как способ получения керамических изделий с высоким уровнем физико-механических свойств. Огнеупоры и техническая керамика. – 1998. – №8. – с.21-26.
3. Мурзин Л. М. Нано и микротвердость. Анализ источников погрешностей измерения. Машиноприладобудування та транспорт. – 2010. – №111. – с.110-112.
4. Капитонов А. М. Физико-механические свойства композиционных материалов. Упругие свойства: монография / А. М. Капитонов, В. Е. Редькин. – Красноярск : Сиб. Федр. ун-т, 2013. – 532 с.

Наукове видання

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

Тези доповідей

Одинадцятій конференції молодих вчених та спеціалістів

28–29 травня 2020 р., м. Київ

(укр., рос. англ. мовами)

Комп'ютерне оформлення: Ю. Румянцева, Ю. Садова, О.Чернієнко

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