

Дослідження процесів обробки

УДК 621.923

В. І. Лавріненко

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля

НАН України, м. Київ, Україна

lavrinen52@gmail.com

Сучасні напрацювання в процесах алмазної обробки та особливостях модифікування поверхні алмазних зерен для спрямованої зміни їхніх властивостей (Огляд)

*Розглянуто сучасні напрацювання в процесах алмазної обробки та правлення, особливостях модифікування поверхні алмазних зерен для спрямованої зміни їхніх властивостей. Наведено наукові принципи, покладені в основу розробки процесів пластичного шліфування крихких матеріалів. Звернуто увагу на зв'язок між такими показниками, як питома енергія, знос алмазного інструменту та шорсткість поверхні. Показано, що лазерний метод чорнової правки застосовують для швидкого видалення зайвого абразивного шару, а електроерозійна прецизійна правка дозволяє підвищити точність профілю і поновлення різальної здатності шліфувального круга. Доведено позитивні ефекти від застосування дефектних пористих алмазних зерен. Отримано алмазні зерна з високим самозаточуванням, а також поліпшеним їх утриманням у зв'язуючому матеріалі. Доведено ефективність додавання оксидів V_2O_3 , TiO_2 і Al_2O_3 під час модифікування поверхні алмазних зерен для захисту від окиснення. Звернено увагу на позитивний вплив багатошарового покриття із вмістом *cBN*. Показано, що додавання V_4C і V_2O_5 покращує утримання алмазних зерен у алмазовмісних композитах.*

Ключові слова: алмазна обробка, різальна поверхня, модифікування поверхні алмазних зерен, пластичне шліфування, правлення алмазних кругів, CVD-алмаз, алмазний інструмент, правлячий інструмент.

Надтверді крихкі матеріали, особливо інструментальні, нині широко застосовують у промисловості. Їхня ефективна алмазна обробка є важливою для сучасного виробництва. Останнім часом набуває практичного застосування пластичний режим обробки крихких матеріалів, що для інструментальної кераміки частково викладено в [1]. Водночас нині в літературних джерелах обговорюють питання ефективної обробки таких крихких важкооброб-

люваних матеріалів, як моно- та полікристалічні алмазні зерна, зокрема CVD-алмазні плівки, сапфір та ін. Здебільшого така обробка стосується не тільки переходу процесу різання від крихкого до пластичного, а також механічних та електрофізичних впливів на різальну поверхню алмазних інструментів, зокрема правлячих, врахування дефектності алмазних зерен, які використовують під час обробки, спрямованого теплового впливу на поверхню алмазних зерен та модифікування їхньої поверхні. Саме тому в даному огляді основну увагу приділено сучасним (переважно за останні п'ять років) розробкам, пов'язаним із вказаними вище питаннями.

СУЧАСНІ РОЗРОБКИ, ПОВ'ЯЗАНІ З ПЕРЕХОДОМ РЕЖИМУ КРИХКОГО РІЗАННЯ В ПЛАСТИЧНИЙ ДЛЯ КРИХКИХ МАТЕРІАЛІВ

Через труднощі безпосереднього спостереження за зоною різання під час переходу від крихкого до пластичного режиму різання у [2] було проведено дослідження методом молекулярної динаміки (МД) для вивчення явищ на атомарному рівні (фазового перетворення, розподілу напружень і зародження тріщин у наномасштабній недеформованій стружці) за допомогою експериментальних методів. Критичну товщину недеформованої стружки, змодельовану за допомогою МД, підтверджено експериментом із врізним різанням. МД моделювання показує, що напруження розтягування існує навколо зони різання та збільшується разом зі збільшенням товщини недеформованої стружки, що зрештою викликає крихкі руйнування.

Сучасний стан в'язкого шліфування крихких матеріалів і наукові принципи, покладені в основу відповідних процесів механічної обробки, насамперед шліфування в пластичній області розглянуто у [3]. Було досліджено технічні аспекти процесу шліфування з урахуванням вимог до круга і таких змінних, як характеристики зернистості абразиву, швидкість деформації і температура. Вивчено фундаментальну роль процесів видалення матеріалу через застосування механіки наноподрипин у якості основи для аналізу. Звернено увагу на вплив мікроструктури обробного матеріалу на механізм його локальної деформації і наступне видалення.

У [4] показано, що через стохастичний характер топографії абразивного інструменту абразивні процеси важко моделювати і якісно оцінювати. Для вирішення цієї проблеми запропоновано нову модель, засновану на теорії агресивності, що охоплює довільну геометрію і кінематику переміщення заготовки відносно абразивної поверхні інструменту. Ця теорія пов'язана з типовими вихідними даними процесу – питомою енергією, зносом інструменту та шорсткістю обробленої поверхні. На зв'язок між цими показниками абразивного процесу також звернуто увагу в [5]. Теорію агресивності було експериментально застосовано для процесів шліфування та алмазного правлення, де число агресивності корелює із вихідними даними процесу [4].

Методологію визначення поведінки пластичної деформації на основі високошвидкісної кінозйомки та індукційного попереднього нагріву під час різання було розроблено у [6]. Пластичну деформацію і підвищення температури в зоні первинної деформації визначали за допомогою кореляції дрібно-масштабного цифрового зображення та за рівнянням теплоконвекції–провідності відповідно, з перетворенням випробування механічної обробки на високodinamічний метод випробування матеріалів. Було продемонстровано розм'якшення матеріалу у зоні первинної деформації та зниження ефекту термічного розм'якшення в умовах швидкого нагрівання.

Далі розглянуто пластичний режим різання конкретних матеріалів.

Монокристали нітриду галію (GaN) є найперспективнішим напівпровідниковим матеріалом третього покоління, але механізми деформації та видалення матеріалу під час їхньої надточної обробки досліджено недостатньо. У [7] було випробувано абразивну обробку кристалів GaN. Результати засвідчили, що розмір зерен абразиву мав більший вплив на морфологію поверхні та шорсткість у порівнянні зі швидкостями обертання круга та подачі. По мірі того, як розмір зерен зменшився з 18 до 1,6 мкм, поверхня з переважанням крихкого руйнування поступово змінювалася на поверхню з пластичним впливом без крихких руйнувань і тріщин. Ультрагладеньку поверхню з шорсткістю 1 нм було отримано за допомогою шліфувальних кругів #8000. Механізм пластичної деформації кристалів GaN, досліджували за допомогою методу поперечного перерізу та моделювання MD. Як експериментальні результати, так і результати моделювання показали, що пластична деформація під час процесу дряпання була викликана утворенням полікристалічних нанокристалів (рис. 1). У зоні пластичної деформації спостерігали явище розшарування. Це дослідження покращує розуміння механізмів деформації та пошкодження кристалів GaN у процесі надточної обробки і має важливе значення для досягнення високої ефективності та високої точності виготовлення виробів з кристалами GaN.

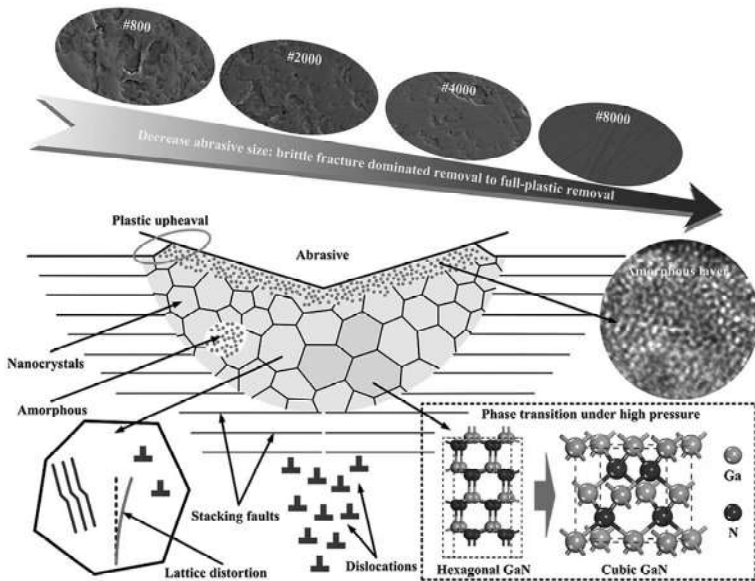


Рис. 1. Особливості формування поверхні під час обробки монокристалів GaN [7].

Для м'яко-крихких кристалів, таких як дигідрофосфат калію (KH_2PO_4) та фторид кальцію (CaF_2), які широко застосовують в лазерних установках інерційного термоядерного синтезу [8], процес оброблення є іншим. Через їхні низькі твердість та в'язкість руйнування, а також крайню анізотропію цих механічних властивостей на різних площинах кристала, цей тип матеріалу важко піддається обробці. Пластичний режим різання у процесі їхньої обробки було запропоновано для отримання поверхні без тріщин, і в цьому разі практична товщина незрізаної стружки (ТНС) має бути меншою за критичне значення ТНС під час переходу з крихкого стану в пластичний [8]. Для кристалів KH_2PO_4 встановлено, що критична ТНС складає менше 340 нм, а це означає, що тільки коли практична ТНС нижче цього значення, матеріал мо-

же бути видалений у пластичному режимі. Фактично критична ТНС переважно визначається механічними властивостями (твердістю, модулем пружності, тріщиностійкістю) оброблюваних матеріалів, а водночас ці властивості тісно пов'язані з температурою. Наприклад, твердість і модуль пружності реакційно-зв'язаного карбїду кремнію (RB-SiC) можуть зменшитися на 46,1 і 41,8 % відповідно за температури 1200 °C у порівнянні зі значеннями за кімнатної температури. Тобто, можливо зміна температури спричиняє основний вплив на критичну ТНС і також впливає на механічні властивості обробного матеріалу [8].

Вище було згадано кераміку RB-SiC, яка є одним з кращих кандидатів для виготовлення великих оптичних дзеркал і важко піддається механічній обробці через її високу твердість і крихкість [9]. Гібридний процес електроерозійного алмазного шліфування (ЕЕАШ) має потенціал для покращення оброблюваності RB-SiC через поєднання електроерозійної обробки (ЕЕО) і алмазного шліфування. Однак цей гібридний процес призводить до пошкоджень (поверхневих та підповерхневих), які відрізняються від пошкоджень у звичайних процесах через одночасну дію ЕЕО та алмазного шліфування під час ЕЕАШ RB-SiC. Встановлено, що зони електроерозійної обробки і шліфовки мають різну топографію поверхні і різні домінуючі механізми видалення матеріалу. Збільшення енергії розряду сприяло пластичному видаленню матеріалу та розкладу SiC. Отже, було отримано більш тонкий підповерхневий шар пошкодження порівняно з таким у зоні меншого термічного впливу. Завдяки подвійному впливові ЕЕО та алмазного шліфування підповерхневий шар представлений сумішшю аморфного/кристалічного SiC, полікристалічного/нанокристалічного SiC та кристалічної матриці SiC.

У разі плоского шліфування монокристалічного сапфіру алмазним шліфувальним кругом на металічній зв'язці в пластичному і крихкому режимах у [10] на основі комплексної моделі шорсткості досліджено механізм впливу зношування шліфувального круга на якість поверхні заготовки. Результати свідчать (рис. 2), що процес зносу шліфувального круга має чотири стадії – повільного, високошвидкісного, повільного та стабільного зношування; зі збільшенням глибини шліфування підвищується ймовірність видалення матеріалу у пластичній зоні у разі застосування абразивів, водночас шорсткість поверхні заготовки спочатку зменшується, а надалі збільшується; зношування алмазних зерен характеризується переважно зносом на їхній вершині

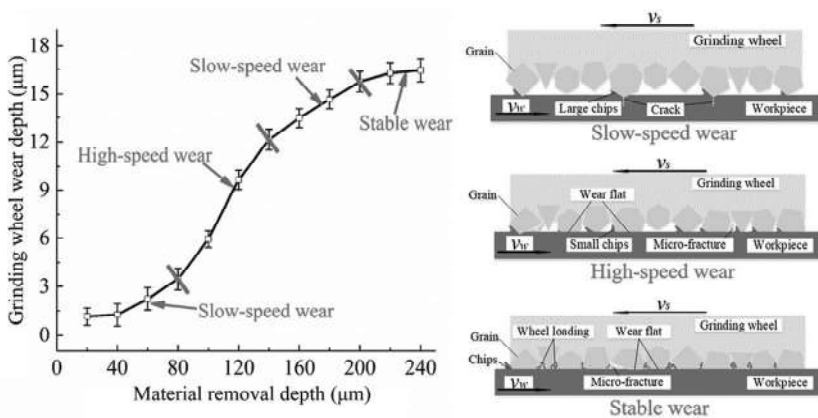


Рис. 2. Наукові принципи, покладені у основу механізму зношування шліфувального круга у процесі обробки сапфіру [10].

та їхнім вириванням зі зв'язки. Під час шліфування сапфірових пластин алмазним шліфувальним кругом на металічній зв'язці знос шліфувального круга збільшується з підвищенням глибини шліфування. За глибини шліфування 240 мкм якість поверхні заготовки погіршується, тому шліфувальний круг надалі необхідно правити для поновлення його абразивної здатності і точності.

СУЧАСНІ РОЗРОБКИ, ПОВ'ЯЗАНІ ЗІ СПРЯМОВАНИМ ВПЛИВОМ НА РІЗАЛЬНУ ПОВЕРХНЮ У ПРОЦЕСАХ ПРЕЦИЗІЙНОЇ ПРАВКИ АЛМАЗНИХ КРУГІВ

Далі розглянуто новітні розробки з прецизійного правлення шліфувальних кругів.

Модифіковану нейронну мережу U-Net в [11] застосовували для оцінки якості лазерного заточування (правки) алмазних шліфувальних кругів. Запропоновано алгоритм тривимірного детектування поверхні алмазного круга, що відповідає двовимірному (2D) зображенню та тривимірній хмарі точок. Розпізнане двовимірне зернисте зображення фільтрували для видалення крайових та з'єднаних зерен. Експеримент із лазерним заточуванням алмазного круга на бронзовій зв'язці проводили методом ортогонального експерименту та за допомогою оцінки якості зображень ділянок лазерного заточування круга, отриманих у результаті експерименту. Оптимальними параметрами процесу заточування були середня потужність – 35 Вт, частота повторення – 100 кГц, швидкість обертання – 300 об/хв, швидкість сканування – 3,6 мм/хв [11].

Характеристики зношування алмазних правлячих кругів з гальванічним покриттям, які застосовують для прецизійної правки дугоподібних пошарових алмазних кругів, детально досліджено у [12]. Досліджували топографію зношеної ділянки, висоту виступання алмазних зерен, а також механізм зношування металічної матриці. На рис. 3 видно, що профіль дугоподібних пошарових алмазних кругів до правки є хвилеподібним із підвищеним радіальним биттям. Тобто в процесі попередньої алмазної обробки робоча поверхня алмазного круга набуває хвилеподібну форму, на що неодноразово звертали увагу, як на закономірний результат процесу зношування [13]. Встановлено [12], що точність правки дугоподібних пошарових алмазних шліфувальних кругів можна значно підвищити за рахунок зменшення зносу алмазних зерен у гальванічному правлячому інструменті. В правлячому крузі з підвищеною зернистістю алмазних зерен відбувається графітизація, і швидкість зношування алмазних зерен прискорюється. Наприклад, правлячий круг з розміром зерна D213 дозволяє знизити радіальне биття дугоподібного пошарового алмазного круга з гібридною зв'язкою від 35 до 1,9 мкм, а це вказує на те, що висота хвилі на поверхні круга під час алмазної обробки складала 35 мкм [12], що вкладається в ті межі, які наведено в [13].

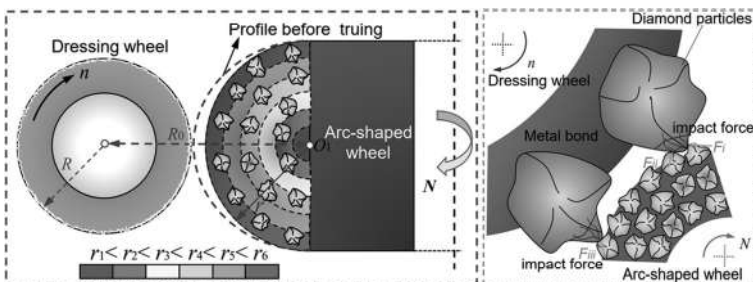


Рис. 3. Схема правки дугоподібних пошарових алмазних кругів [12].

Для досягнення високопродуктивної і точної правки вказаних вище дугоподібних пошарових алмазних шліфувальних кругів у [14] розроблено комбінований метод із застосуванням лазерної чорнової і електророзрядної прецизійної правки. Розмір плями лазерного променя і енергія лазерного випромінювання, яка впливає на поверхню шліфувального круга, змінюються в часі в залежності від довжини шляху правки, що утруднює реалізацію високоточної правки. Тому лазерний метод чорнової правки застосовують для швидкого видалення зайвого абразивного шару, а електроерозійна прецизійна правка не тільки підвищує точність дугоподібного контуру, але і реалізує поновлення різальної здатності шліфувального круга. Профіль дугоподібних кругів радіусом 13 мм отримували на алмазному крузі з зернистістю алмазних зерен D120. Радіус остаточно обробленого профілю складав 13007 мкм, а значення похибки профілю – 10,67 мкм. Встановлено, що алмазні зерна на поверхні круга є частково графітованими. Степінь пошкодження алмазних зерен у разі лазерної правки була значно більшою, ніж у разі електророзрядної. Водночас, більша частина графітового шару на поверхні алмазних частинок надалі може бути видалена під час шліфування алюмооксидної кераміки [14].

Дослідження правки увігнутого трапецеподібного алмазного шліфувального круга на бронзовій зв'язці методом електроерозійного шліфування проведено у [15]. Перевага цього метода правки полягає в тому, що можна реалізувати видалення неспровідних алмазних частинок розрядом і за його допомогою можна правити крупнозернисті алмазні шліфувальні круги. Глибину шліфування вибирали у відповідності з глибиною знеміцнення абразивних частинок, викликаною енергією розряду. Було вибрано схему правки зі швидким видаленням спочатку прямокутної ділянки профілю, а потім пошаровим наближенням до розрахункового профілю (рис. 4). Точність правки оцінювали шляхом шліфування графітової пластини. Результати оцінки свідчать, що похибки верхньої та нижньої ліній складають ~ 5 мкм, похибка висоти дорівнює 9 мкм, максимальна похибка кутів – 0,33°, мінімальний радіус дуги переходу між площиною западини і кінчною напрямною – 202 мкм, похибки прямолінійності западини і двох кінчних напрямних – < 7 мкм, похибка профілю на переході між кінчними напрямними і нижньою лінією – < 62 мкм. Тобто, в результаті правки було отримано високоточний увігнутий трапецеподібний алмазний шліфувальний круг, що має гарні абразивні характеристики для шліфування [15].

Хоча у літературних джерелах є багато робіт зі застосування акустичної емісії (АЕ) під час шліфування і правки шліфувальних кругів, але декілька фундаментальних взаємозв'язків АЕ ще не встановлено [16]: зв'язок між енергією правлення і вимірним сигналом АЕ; як різні режими контакту алмаз/зерно (руйнування, пластична деформація, тертя, тощо) впливають на енергію АЕ; можливість застосування для кількісної оцінки ефективності правки, гостроти та зміни форми алмазних зерен, викликаної зношуванням. У [16] описано дослідження вказаних фундаментальних взаємозв'язків і введено новий параметр – питома енергія акустичної емісії правлення, що може бути застосований для кіль-

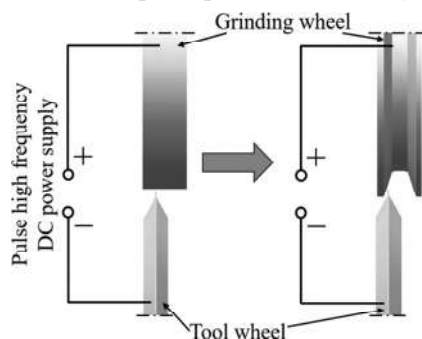


Рис. 4. Схема правки алмазних кругів методом електроерозійного шліфування [15].

кісної оцінки ефективності правки і різальної здатності круга. Також було досліджено застосування інтенсивності АЕ для оцінки зносу алмазних зерен, що дозволяє оператору оцінити розмір зношеної поверхні та необхідність змін для уникнення припалу обробної поверхні.

СУЧАСНІ РОЗРОБКИ, ПОВ'ЯЗАНІ ЗІ СПРЯМОВАНИМ ВПЛИВОМ НА ПОВЕРХНЮ АЛМАЗНИХ ЗЕРЕН ДЛЯ ЗМІНИ ЇХНЬОЇ АБРАЗИВНОЇ ЗДАТНОСТІ АБО ОБРОБЛЮВАНОСТІ

Дослідження безпосереднього впливу на алмазні зерна в шліфувальному інструменті, а також розробка шліфувального інструменту для обробки алмазних зерен проводили у [17]. Шліфувальний круг діаметром 3,2 мм було виготовлено з нанополікристалічного алмазу (НПА), отриманого за допомогою прямого конверсійного спікання за високих тиску і температури (НР-НТ). Із застосуванням цього круга було розроблено новий метод дослідження мікроабразивних властивостей монокристалічного алмазу (рис. 5).

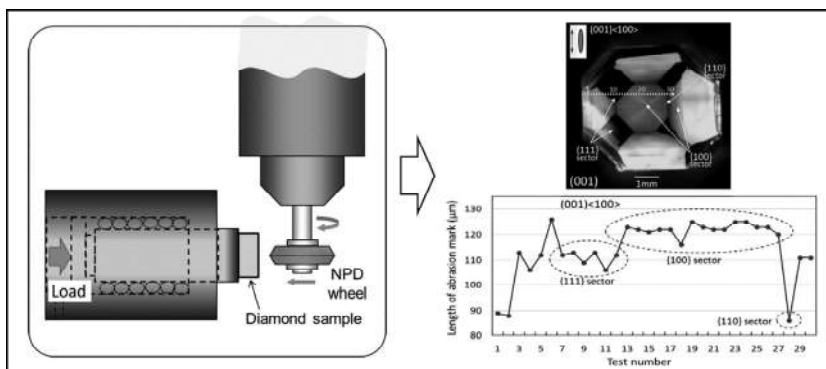


Рис. 5. Особливості нового методу дослідження мікроабразивних властивостей монокристалічних кристалів алмазу, обробленого нанополікристалічним алмазним кругом [17].

Оскільки НПА має надзвичайно високу (~ 130 ГПа) твердість, це дає можливість оцінити абразивні властивості різних природних і синтетичних монокристалів алмазу, твердість яких зазвичай змінюється від 70 до 125 ГПа. Крім того, оскільки діаметр круга є малим, то це також дає можливість визначити стійкість до стирання кристала алмазу в області декілька десятків мікрометрів. Підтверджено, що цей метод дозволяє надійно оцінити абразивні властивості найменших ділянок кристала алмазу. Встановлено, що синтетичний алмаз типу *Pa* має дуже стабільну стійкість до стирання, стійкість до стирання синтетичного алмазу типу *Ib* варіюється в залежності від розподілу домішок, а опір стиранню природного алмазу типу *Ia* коливається в залежності від дефектів у кристалах та площин їхнього росту [17].

У [18] було досліджено гладеньку нанорозмірну поверхню полікристалічного алмазу без пошкоджень, відшліфовану грубим алмазним (D151) шліфувальним кругом на керамічній зв'язці. За допомогою атомно-силової мікроскопії підтверджено, що шорсткість поверхні $Sa = 4,20, 2,06$ та $0,548$ нм було досягнуто за швидкості шліфування 750, 1050 та 1350 об/хв відповідно; за допомогою електронної спектроскопії виявлено наявність після шліфування графітового шару товщиною ~ 15 нм, що легко видаляється під час дряпання та високотемпературного окиснення (рис. 6). Крім того, просвітлювальна електронна мікроскопія виявила відсутність пошкоджень в підповерхневому шарі за швидкості шліфування 750 та 1050 об/хв, а за швидкості шліфування

1350 об/хв на поверхні виявлено дефекти упаковки і мікротріщини, що утворювали пошкоджений шар товщиною в декілька мікрометрів. Отже, у [18] досліджено унікальний механізм видалення припуску під час абразивної обробки твердих і крихких матеріалів, на відміну від механічного або хіміко-механічного шліфування.

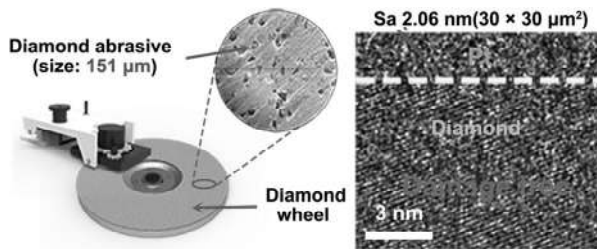


Рис. 6. Особливості шліфування поверхні полікристалічного алмазу крупнозернистим алмазним кругом [18].

“Дзеркальне” шліфування монокристалічних алмазних підкладок на роторному шліфувальному верстаті досліджували у [19]. Ці підкладки повинні мати надгладеньку поверхню (атомарного рівня). Для її отримання розроблено метод полірування алмазним кругом, заснований на принципі контролю глибини і використанні роторної шліфувальної машини, в якій і підкладка, і шліфувальний круг обертаються одночасно (рис. 7). На отриманій шліфованій поверхні спостерігали дрібні штрихові подряпини. У разі застосування більш тонких шліфувальних кругів (від #600 до #15000), можна поступово поліпшити поверхню. Кінцеву поверхню атомарного рівня було отримано за допомогою найбільш тонкого круга (#15000), де середня шорсткість поверхні для області $5 \times 5 \text{ мкм}^2$ склала 0,13 нм. Швидкість знімання матеріалу кругом #15000 складала 0,04 мкм/хв, що значно вище, ніж швидкість, досягнута іншими методами, які дозволяють отримати атомарного рівня шорсткість поверхні монокристалічного алмазу. Оброблювана поверхня була ультрагладенькою зі середньою шорсткістю $\sim 0,1 \text{ нм}$. Однак деяка глибина пошкодження все ж залишається на поверхні і поблизу неї, навіть для поверхонь, відшліфованих до рівня шорсткості, близького до атомарного.

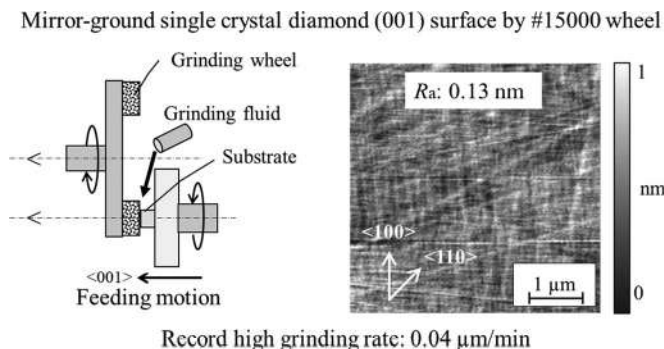


Рис. 7. Технологічні особливості роторного шліфування поверхні монокристалічних алмазних підкладок [19].

У [20] розроблено спосіб полірування монокристалічного алмазу без пошкоджень на атомарному рівні, який було посилено індуктивно зв’язаною плазмою (ІЗП) за атмосферного тиску. Швидке зменшення шорсткості поверхні

Sa від 308 до 0,86 нм на площі понад 300 μm^2 за 120 хв підтверджує високоефективне полірування з ІЗП. Було отримано атомарно гладеньку алмазну поверхню високої якості з шорсткістю поверхні $Ra = 0,26$ нм на площі 20 μm^2 . Запропоновано механізм полірування, заснований на ОН-модифікації кремнієвої пластини та поверхні алмазу, реакції дегідратації, що відбувається на межі розділу ОН-термінованих поверхонь, і подальшому механічному усуненні карбону. Спектри оптичного випромінювання ІЗП і рентгєнівські спектри поверхні полірованого алмазу підтверджують вказаний механізм видалення матеріалу. Електронний та раманівський аналізи полірованих поверхонь підтверджують, що застосування ІЗП сприяє видаленню без пошкоджень механічно зруйнованого шару матеріалу [20].

Механічне полірування надтвердого нанодвійникового алмазу (nt-D) за допомогою перетворення в твердий sp^2 - sp^3 аморфний вуглець розглянуто у [21]. Ефект механічного навантаження і каталіз наночастинок Fe діють разом і сприяють перетворенню nt-D в тверду речовину sp^2 - sp^3 (аморфний вуглець). Поверхня шару аморфного вуглецю та межа розділу між аморфним вуглецем і nt-D були гладенькими після полірування.

Полікристалічний алмаз (ПКА), нанесений у вигляді тонкої плівки, є привабливим матеріалом завдяки унікальному сполученню його властивостей. Але, оскільки в багатьох застосуваннях необхідно, щоби ПКА мав поверхню з високою якістю обробки, є важливою ефективно і економічно полірування. Полірування ПКА із застосуванням синергії хімічного і механічного впливу розглянуто у [22]. Експериментальними дослідженнями виявлено та узагальнено три основні способи видалення матеріалу під час полірування зразка ПКА: міжфазне механохімічне видалення, хімічно стимульоване механічне видалення і механохімічне перетворення алмазу (рис. 8).

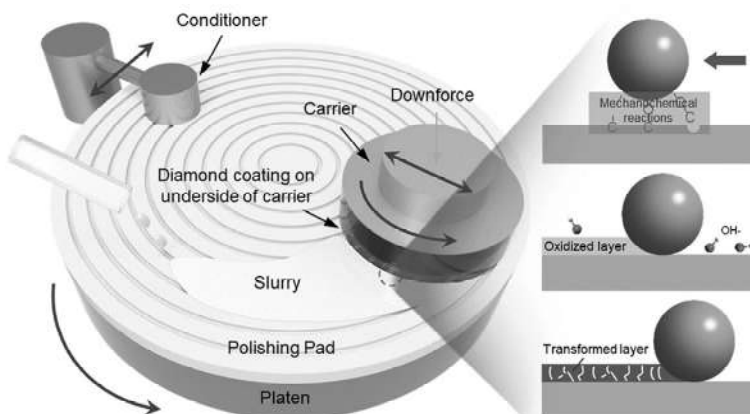


Рис. 8. Технологічні особливості полірування поверхні полікристалічного алмазу [22].

Для процесів полірування у [23] було виготовлено спеціальні алмазні круги, де полімерна матриця була синтезована з 50 % (за масою) поліуретану та 50 % (за масою) епоксидної смоли (межа міцності під час розтягу та подовження у разі розриву склали 56,6 МПа та 36,8 % відповідно). Надалі було виготовлено термореактивні поліуретанові/епоксидні алмазні композити за допомогою роликового тиснення (рис. 9). Дослідження зносостійкості кругів із вказаними композитами проводили під час обробки нержавіючої сталі 304. Максимальна висота вершини алмазних зерен зернистістю #400 та #800 у композитах знизилася на 13,6 та 8,2 % відповідно після випробування на

знос. Крім того, алмазні зерна зберігають здатність видаляти матеріал і поновлюватися завдяки куполоподібній пірамідальній структурі. Шорсткість поверхні заготовки зменшилася до 0,405 мкм (на 80 %) після першого випробування на знос для алмазних зерен #400 і наблизилася до 0,036 мкм. Поліпшити поверхню заготовки можна було не більш ніж за 90 с [23].

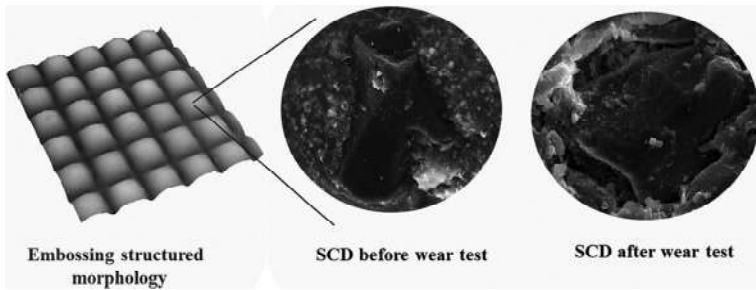


Рис. 9. Поверхня термореактивних алмазних кругів, виготовлених за допомогою роликового тиснення та стан вершини алмазних зерен (SCD) [23].

Вплив геометрії алмазного зерна на особливості обробки досліджено у [24]. Методом молекулярної динаміки для монокристалічної міді вивчено процес надшвидкісного наноскрайбування V-подібних канавок алмазними зернами з різними передніми кутами. Досліджено, як геометричні параметри алмазного зерна можуть вплинути на формування канавки в оброблюваному монокристалічному матеріалі. Було показано, що на нерівність висоти з обох боків V-подібної канавки впливає передній кут алмазних зерен в діапазоні -20° , -10° , 0° , 10° та 20° . Встановлено, що шліфування з позитивним переднім кутом дозволяє отримати V-подібний поперечний переріз з однаковою висотою з обох боків (рис. 10). Тобто, дослідження надшвидкісного наноскрайбування свідчить, що наявність позитивного переднього кута у алмазного зерна є кращим, ніж наявність від'ємного кута [24]. Також в процесах обробки важливо враховувати можливу дефектність зерен.

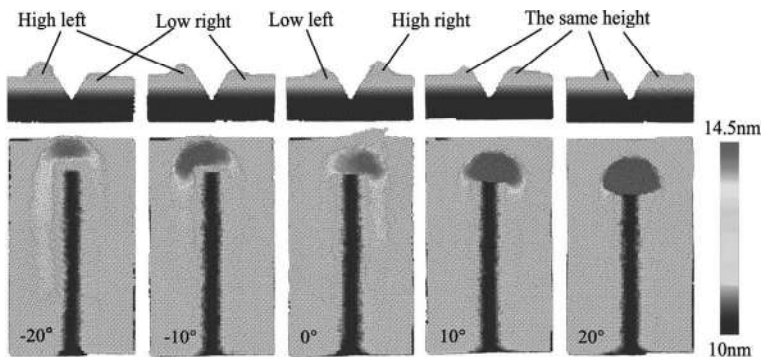


Рис. 10. V-подібні канавки руху зерна у разі дослідження надшвидкісного наноскрайбування алмазними зернами з різними передніми кутами [24].

СУЧАСНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИРОДНОЇ ЧИ НАБУТОЇ ДЕФЕКТНОСТІ ЗЕРЕН СИНТЕТИЧНОГО АЛМАЗУ

Особливості природної та спрямовано набутої дефектності зерен синтетичних досліджували у [25–30].

У [25] показано, що пористі алмазні зерна мають унікальні перспективи застосування завдяки розвиненій поверхні, великому співвідношенню площі поверхні до об'єму і високій здатності до самозаточування. Повідомлено про досить простий та ефективний, за твердженням авторів [25], метод вирощування великих пористих монокристалічних алмазних зерен міліметрового розміру із застосуванням методів НР-НТ. Ріст пористих кристалів алмазних зерен обумовлено мінімізацією поверхневої енергії за рахунок прикріплення маленьких кристалів до великої поверхні затравочного кристала у металічному розчиннику (рис. 11).

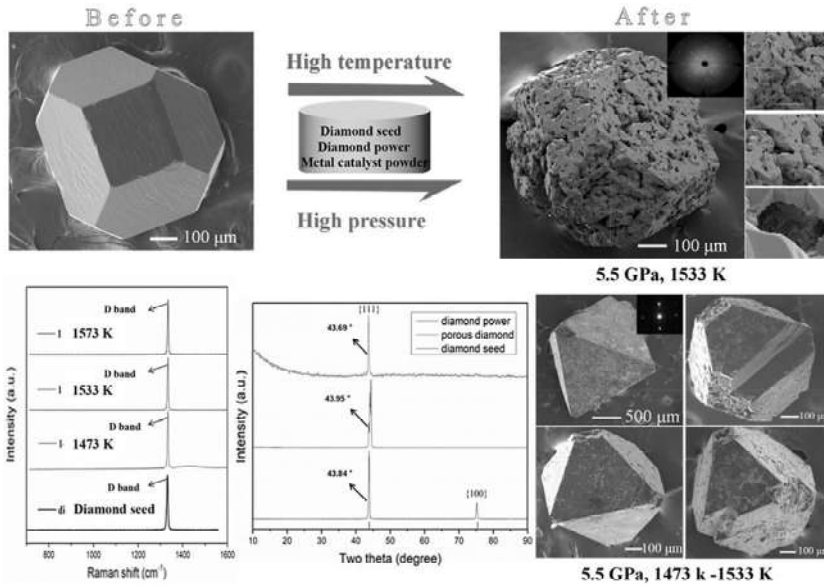


Рис. 11. Принципи, покладені у основу отримання пористих алмазних зерен [25].

Позитивні ефекти від застосування пористих алмазних зерен доведено у [26]. Звичайні алмазні зерна мають такий недолік, як погане самозаточування під час шліфування. Крім того, вони погано змочується керамічною зв'язкою, що призводить до їхнього меншого зчеплення зі зв'язуючим матеріалом. Для вирішення цих проблем методом термохімічної корозії було отримано новий тип пористих алмазних зерен з високим самозаточуванням. Рентгенівський аналіз засвідчив, що після корозії Fe/Fe₂O₃ певна кількість форм *sp*² утворюється на поверхні пористих алмазних зерен. Виявлено значне збільшення об'єму пор та питомої поверхні пористих алмазних зерен, а також були поліпшені сила утримання та змочування пористих зерен керамічною зв'язкою (рис. 12). Пористі алмазні зерна значно збільшили ефективність і точність шліфування. Так, у порівнянні зі звичайними алмазними зернами пористі мали вищу (на 29,6 %) ефективність шліфування, менше значення коефіцієнта шліфування та шорсткості оброблюваної поверхні (на 15,5 та 27,5 % відповідно), а також зменшення кількості подряпин на поверхні оброблюваної кремнієвої пластини [26].

У [27] було звернено увагу на збільшення міжфазної теплопередачі шорстких (пористих) алмазних зерен, що знаходяться у алмазно-мідних композитах (рис. 13).

Алмазні зерна обробляли розчином солі для отримання різної шорсткої поверхні, потім покривали подвійними шарами вольфраму і міді. Надалі спі-

канням під час гарячого пресування отримували композити алмаз/мідь. За шорсткості поверхні алмазних зерен 11,1 мкм, отримана максимальна теплопровідність $602 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$, що на 12 % вище, ніж у непротравлених композитів алмаз/мідь. Площа міжфазного зчеплення грає ключову роль у міжфазній теплопровідності. Шорсткість значно збільшує площу контакту між алмазними зернами і мідною матрицею, що забезпечує більше каналів теплопередачі і вторинний процес теплопередачі на границі поділу алмаз/матриця [27].

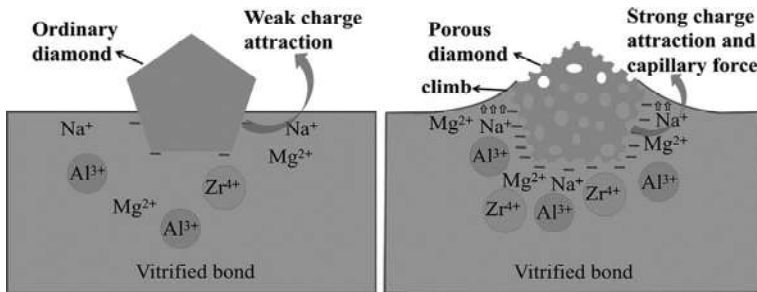


Рис. 12. Механізм змочування зерен пористих алмазних зерен у зв'язці [26].

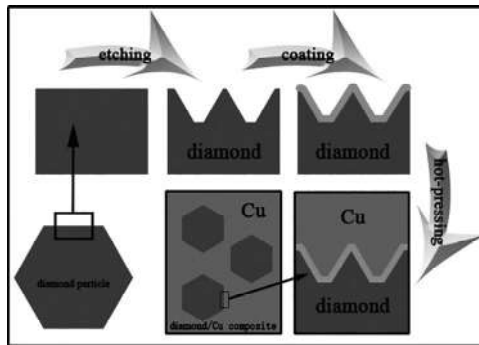


Рис. 13. Наукові принципи механізму збільшення міжфазної теплопередачі, через спрямовану зміну площі контакту між алмазними зернами і мідною матрицею [27].

Прилад іншого впливу на поверхню алмазу для зміни її шорсткості наведено у [28]. Через високу твердість і хімічну стабільність алмазу створення мікрорельєфу на його поверхні є певною проблемою, але за допомогою контактного травлення металом сферичного порошку титану (Ti) на поверхні синтетичного алмазу було створено рівномірно розподілені мікрорисунок (рис. 14) і досліджено вплив розміру сферичних частинок і температури травлення на їхній розмір і глибину. Результати засвідчили, що частка узорчатої області на поверхні алмазу зменшується зі збільшенням розміру частинок сферичного порошку Ti, але розмір і глибина мікрорисунок збільшуються. Крім того, як частка площі візерунків на поверхні алмазу, так і їхній розмір та глибина, збільшуються з підвищенням температури травлення. Звернено увагу на те, що травлення алмазу було досягнуто із застосуванням порошку Ti без графітизації алмазу, що дозволяє розширити області застосування алмазу [28].

Ще один варіант досягнення розвиненої поверхні алмазних зерен наведено у [29]. Агломеровані алмазні зерна (ААЗ) з декількома різальними кромками виготовляли з частинок алмазу і кераміки. Стабільна велика висота виступу і наявність гострих кромки абразиву ААЗ забезпечувала гарну продуктивність притирки зразків сапфіру. Це пояснюється двома моментами: по-перше, шор-

стка поверхня абразиву ААЗ з декількома гострими різальними кромками покращує зчеплення між зернами абразивів ААЗ і матрицею і, по-друге, алмазні частинки, що відшарувалися, через мікроруйнування зерен абразивів ААЗ, прискорюють зношування матриці [29].

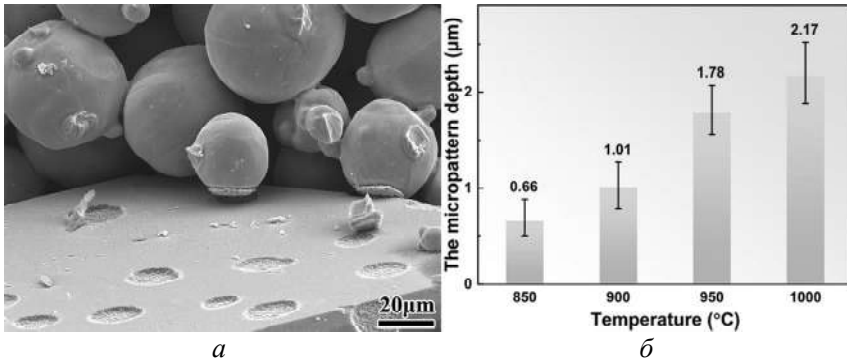


Рис. 14. Нанесення мікрорисунків на поверхню алмазу (а) та їхня глибина в залежності від температури травлення (б) [28].

Морфологічну і структурну еволюцію, яка відбувається під час графітизації кристалів синтетичного алмазу кубооктаедричної форми за температури 1600 °С у процесі вакуумного відпалу вивчали у [30]. Найбільш розвиненими гранями вихідних кристалів алмазу є октаедричні {111} і кубічні {100} грані. Встановлено, що графітизація починається з вершин і ребер кристалів. Грані {111} більш схильні до графітизації, ніж грані {100}. Відпал кристалів частково графітованих кристалів алмазу в повітрі дозволив встановити, що графітові структури, які утворюються у разі повної графітизації кристалів алмазу, зберігали форму вихідних кристалів.

У [31] наведено особливості спрямованого отримання пор у карбоні, за яких каталітичні наночастинки металів (Ru, Ni, Au, Pt та ін.), що супроводжують хімічне травлення, термодинамічно збільшують руйнування поверхневого бар'єрного шару і динамічно прискорюють швидкість травлення анізотропного карбону. Свердла з благородних і неблагородних металів можна розташовувати на певній глибині карбону. Розроблено металічні наносвердла з таких матеріалів як Ru, Ni, Pt та Au, за допомогою яких можна раціонально спроектувати контрольований розмір пор і регульовану глибину отвору в матеріалі гібридизованого карбону sp^2 - sp^3 (рис. 15). Таке каталітичне свердління продемонстровано як за допомогою реальних експериментальних результатів, так і за теоретичними розрахунками, згідно яким наночастинки металу термодинамічно катализують поверхню карбону.

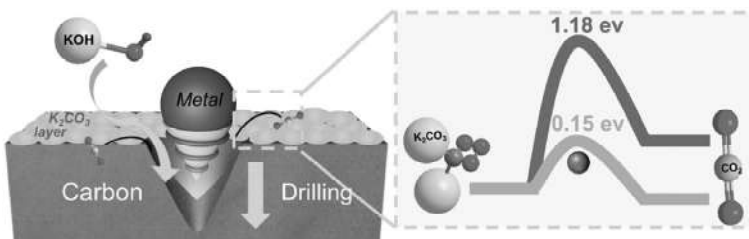


Рис. 15. Наукові уявлення про механізм свердління пор металічними наносвердлами у карбоні [31].

ЗАСТОСУВАННЯ CVD-АЛМАЗУ ТА ОСОБЛИВОСТІ ВПЛИВУ НА ПОВЕРХНЮ АЛМАЗНИХ ЗЕРЕН ДЛЯ ПОЛІПШЕННЯ ОБРОБКИ

Застосування CVD-алмазу в алмазному інструменті розглянуто в [32], але обмежено 2020 роком, тому в даному огляді зроблено аналіз сучасного (за останні 3 роки) стану отримання CVD-алмазу та особливостей впливу на поверхню алмазних зерен для поліпшення обробки.

У [33] CVD-алмазні плівки (від нанокристалічних до полікристалічних) було синтезовано методом хімічного осадження з парової фази, де гарячу графітову пластину застосовували для термічної активації метану і водню за тиску від 40 до 100 Тор, за концентрації метану у водні від 0,5 до 2 % (за об'ємом) і температури підкладки від 1020 до 1140 °С. Максимальна швидкість росту була 0,8 мкм/год, а якість порівняна з алмазними плівками, синтезованими методом хімічного осадження з газової фази на гарячій металічній нитці. Отримані алмазні плівки не містили металічних домішок і тому їх можна застосовувати у електроніці та біомедицині [33].

Вплив дифузії карбону на ранній стадії на мікроструктуру карбідів хрому, утворених у твердотільній (S/S) реакції розділу між площиною (100) CVD-алмазу та напиленням Cr було досліджено у [34]. Доведено, що каталітично перетворений неупорядкований вуглець був першою фазою, що утворилася на ранній стадії реакції S/S. Аномальну дифузію карбону у розпиленому Cr спостерігали вперше, було виявлено, що така дифузія впливає на міжфазові мікроструктури, тобто дифузія карбону впливає на мікроструктуру розділу в шарі Cr. Досліджено утворення карбідів Cr₇C₃ і Cr₂₃C₆, було виявлено, що Cr₂₃C₆ є домінуючою фазою, яка утворюється в реакції на межі розділу S/S за температури 500 і 600 °С. Виявлено, що концентрація внутрішньої деформації на межі розділу алмазу та карбідів у процесі утворення значною мірою зменшилася, коли між поверхнею частинок алмазу і карбідами хрому утворилася когерентна межа розділу. Наведене має фундаментальне значення для розуміння механізмів зв'язування алмазу та дозволяє оптимізувати параметри процесу для отримання мікроструктури композитних матеріалів з металевою матрицею з бажаними властивостями.

Продовження раніше опублікованих досліджень впливу обробки воднем на структурні властивості полікристалічних CVD алмазних шарів з різним розміром алмазних зерен було здійснено у [35]. Досліджено гідрогенізовані алмазні шари, які були окиснені в два етапи: спочатку УФ-опроміненням в повітрі, а надалі відпалом за температури 300 °С в повітрі. Встановлено, що мікротекстури та нанокристалічні шари алмазу по-різному поведуть себе у разі окиснення (рис. 16). Ефективність окиснення залежить від морфології поверхні алмазу і форми аморфної карбонової фази. Загалом мікротекстури зразки легше окиснювалися у разі УФ-обробки. Це може бути пов'язане як з розмірами алмазних зерен, так і з менш впорядкованою формою аморфної карбонової фази, присутньої в цих зразках. Крім того, дослідження засвідчили, що в мікротекстурному зразку з найбільш крупними зернами алмазу спостерігали невелике впорядкування фази аморфного карбону в обох процесах окиснення, що свідчить про графітизацію sp^2/sp^3 . Окиснення озоном приводить до адсорбції окисненого вуглецю на поверхні гідрогенізованого нанокристалічного алмазу. Відпал в повітрі призводить до десорбції груп CO з поверхні алмазу і зменшенню концентрації зв'язків CH_x [35].

Мікротекстуру CVD-алмазного покриття, яке нарівні з функцією утримання частинок зносу може зменшити коефіцієнт тертя за рахунок графітизації алмазного покриття, було досліджено у [36]. Графітизація текстурованої

поверхні дозволяє швидко знизити і стабілізувати коефіцієнт тертя на початковому етапі тертя. Після стабілізації коефіцієнт тертя алмазного покриття знижується зі збільшенням ступеня графітизації. Це має велике значення для розширення області застосування алмазних покриттів [36].

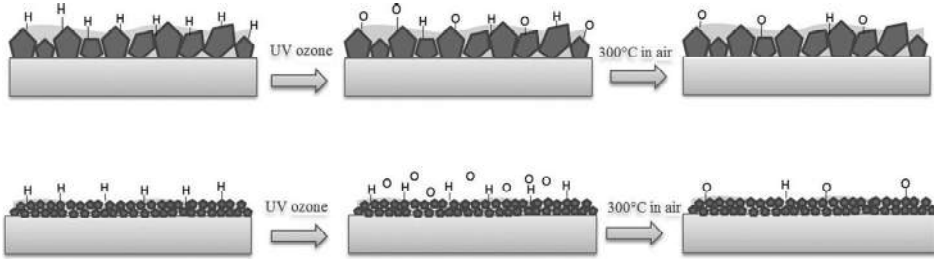


Рис. 16. Зміна поверхні мікрокристалічного та нанокристалічного CVD-алмазу під час окиснення, індукованого УФ-озоном [35].

Монокристалічний алмаз (МКА) нині набуває поширення завдяки своїм оптоелектронним властивостям [37]. Але його погана оброблюваність обумовлена надзвичайно високою твердістю і хімічною інертністю. Результати за свідчили, що реакція Фентона може викликати окиснення на поверхні МКА і покращити видалення матеріалу. Реакція Фентона між Fe^{2+} і електрогенерованою H_2O_2 утворює гідроксильні радикали ($\cdot OH$) як потужний окиснювач. Додавання алмазного абразиву до реакційного розчину Фентона привело до максимального (586,43 мкм) видалення під час шліфування поверхневого матеріалу МКА, що було вищим, ніж тільки за умов реакції Фестона і в 1,56 рази, вище, ніж вплив тільки алмазного абразиву (рис. 17). Тобто, синергетичний ефект від хімічної реакції Фентона і механічного видалення може підвищити ефективність обробки МКА. З урахуванням ролі хімічної реакції і дії абразиву було створено модель видалення матеріалу, що деталізує механізм видалення матеріалу з поверхні МКА [37].

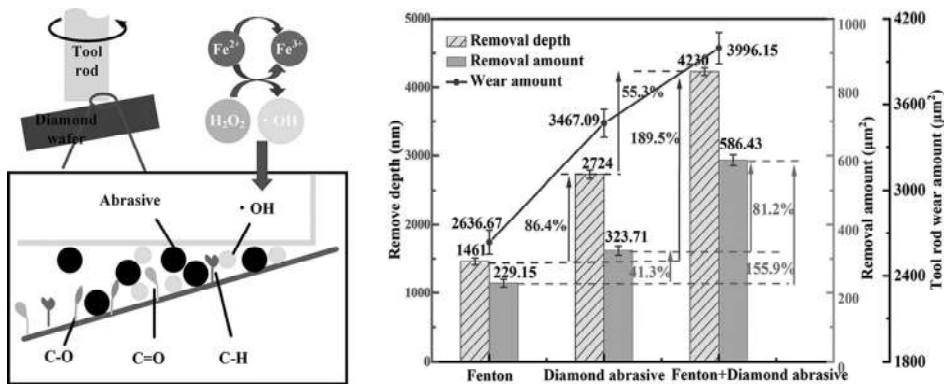


Рис. 17. Наукові принципи, покладені у основу формулювання механізму дії синергетичного ефекту хімічної реакції і механічного видалення поверхневого шару МКА [37].

СУЧАСНІ РОЗРОБКИ НАНЕСЕННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ НА АЛМАЗНІ ЗЕРНА ШЛІФПОРОШКІВ ТА ЗМІНА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЇХНЬОЇ ПОВЕРХНІ

Для алмазних зерен покриття є одним з важливих факторів впливу на зміну їхніх властивостей, покращення утримання у зв'язці робочого шару шлі-

фувального інструменту та на зміну властивостей їхньої поверхні. З врахуванням того, що цей напрямок активно розвивається, наприкінці даного огляду зупинено увагу на сучасних розробках отримання різних функціональних покриттів, зокрема алмазних, та особливостях їхнього впливу на поверхню зерен алмазу.

Багатошарове композиційне покриття cBN/NCD (кубічний нітрид бору та нанокристалічний алмаз) з періодами модуляції 1, 1,5 та 3 мкм було нанесено за допомогою лінійного іонного джерела радіочастотного магнетронного розпилення та мікрохвильового плазмохімічного осадження з парової фази (MPCVD) на підкладки з вольфрамокобальтових твердих сплавів (YG6) і кременю [38]. Встановлено, що зі зменшенням періодів модуляції шорсткість поверхні багатошарових cBN/NCD композиційних покриттів мала тенденцію к підвищення, але механічні властивості значно поліпшилися. У разі зменшення періоду модуляції до 1 мкм залишкові напруження такого покриття можуть бути зменшені, а тріщиностійкість збільшена. Випробування на тертя і зношування засвідчили, що зносостійкість багатошарового композиційного покриття cBN/NCD пов'язана із залишковими напруженнями і в'язкістю руйнування, коефіцієнт тертя зберігає стабільність в межах 0,12–0,15, а швидкість зношування значно знижується зі зменшенням періоду модуляції [38].

Для покриття алмазних зерен можна використовувати технологію термовибухового синтезу [39]. Через застосування змішаного порошку Cr/Al/W/алмаз як сировини на поверхні алмазних зерен таким методом було сформовано багатокомпонентне композиційне покриття на основі CrB–AlN. Результати засвідчили, що під захистом середовища аргону сировина не змінювалася після дії теплового вибуху. Рихла і пориста об'ємна структура може бути отримана внаслідок дії теплового вибуху під захистом середовища азоту. Покриття на поверхні алмазних зерен в основному склалися з CrB та AlN і містили інші побочні продукти, такі як Cr₅Al₈ та Cr₂AlB₂.

Застосування припою для покриття різних типів алмазних зерен для поліпшення їхнього утримання в робочому шарі шліфувальних кругів на полімерній зв'язці запропоновано у [40]. Пайка може успішно покрити більшу частину алмазних зерен шаром присадкового сплаву. Спостерігали пори і випуклості розміром в декілька мікрометрів, а також утворення карбиду титану між покриттям і поверхнею алмазних зерен. Показники в'язкості монокристалічних алмазних зерен з покриттям (АЗП) зменшилися лише незначно, але більш відчутно збільшилися для полікристалічних алмазних зерен з покриттям (ПАЗП). Круг, який містив ПАЗП, демонстрував найменше зусилля шліфування і найбільш високу продуктивність серед чотирьох оцінюваних кругів, тоді як круг з АЗП з покриттям мав найбільше зусилля шліфування і досить низький коефіцієнт шліфування.

Вольфрамовмісні покриття наносили на поверхню мікрочисталів алмазу методом гарячого пресування із застосуванням WO₃ як джерела металу [41]. Покриття, сформовані на поверхні алмазних зерен, реагували з порошком WO₃ під час гарячого пресування за підвищених температур. Після обробки суміші за температури 850 °C протягом 15 хв на поверхні алмазних зерен було зафіксовано WO₂ і W₁₈O₄₉. Після обробки за температури 950 °C (15 хв) W був домінуючою фазою покриття. Обробка за 1150 °C (15 хв) привела до утворення фаз WC та W₂C, а металічний W був відсутнім. У [41] запропоновано послідовність реакцій, що описує процес формування покриття (рис. 18). Під час формування покриття спостерігали селективність осадження покриття по граням кристалів алмазу. Грані {100} алмазу мали більшу

перевагу у нанесенні покриття. Таке покриття формувалося шляхом утворення і злиття островків квадратної форми на гранях {100} і трикутної форми на гранях {111} кристалів алмазу [41].

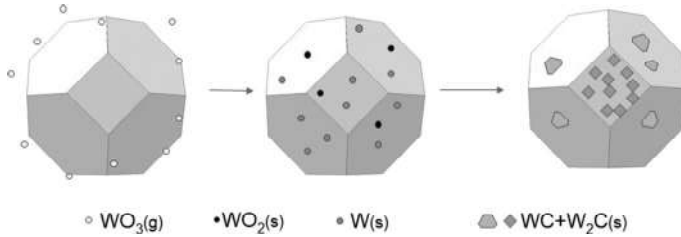


Рис. 18. Зміна поверхні вольфрамівмісного покриття алмазних зерен із підвищенням температури [41].

Для визначення особливостей реакції поверхні алмазних зерен з різними видами металів і оксидів металів у [42] було розраховано з перших принципів енергію активації реакції між алмазом і металами, а також між алмазом і оксидами металів. Для перехідних металів IV періоду Періодичної таблиці елементів у разі реагування з алмазними зернами і утворення відповідних карбідів металів, порядок збільшення енергії активації для металів є наступним: Mn, Fe, V, Ti, Cr, Co, Ni, Zn, Cu, а коли алмаз реагує з MnO, FeO, CoO, NiO та CuO з утворенням металів і CO, порядок зменшення розрахункової енергії активації стає наступним: MnO, FeO, CoO, NiO, CuO. Встановлено, що NiO і CuO відновлюються алмазними зернами до Ni і Cu, що свідчить про те, що між алмазом і оксидами металів відбувається окисно-відновна реакція.

Алмазні зерна покривали оксидом алюмінію методом атомно-шарового осадження [43]. Як наслідок, температура, за якої починається розкладання алмазу до CO_2 , змістилася в бік більш високих (на ~ 50 K) значень внаслідок захисної дії Al_2O_3 . Зроблено висновок про те, що саме механізм дифузії через захисні шари відповідає за помірно підвищення температури окиснення. Автори [43] стверджують, що хоча покращення є малим, щоби цей механізм можна було застосовувати за високих температур, але ці результати свідчать, що таке захисне покриття можна використати для захисту алмазних зерен від окиснення.

Раціональне управління міжфазними станами на межі Al_2O_3 /алмаз було розглянуто і у [44], де розрахунки теорії функціональної щільності застосовували для з'ясування впливу площин Al_2O_3 та алмазу на електронні властивості меж розділу Al_2O_3 /алмаз. Результати свідчать, що двомірний дірковий газ може бути створений на гетеромежі $\text{Al}_2\text{O}_3(001)/\text{C}(001)$. Так, для найбільш сталого C–Al розділу на межі Al за умов підвищеного вмісту Al було досягнуто сильне легування *p*-типу з очевидними характеристиками локалізації через перенос заряду, що генерується на межі C–Al.

Алмазне покриття має низьку ударну в'язкість через свою надтвердість, а це може призвести до відшарування або руйнування покриття. У [45] було запропоновано новий метод хімічного осадження з парової фази, коли алмазне покриття з частинками CuO наносили на підкладку WC/Co. Для порівняння було виготовлене чисте алмазне покриття. Морфологія поверхні засвідчила, що алмазне покриття може осаджуватися на підкладці з частинками CuO, але частинки CuO можуть призводити до утворення аморфного вуглецю (рис. 19). Випробування на втиснення засвідчили, що алмазне покриття з частинками CuO демонструє більш високі адгезійну міцність і стійкість до

розтріскування, ніж алмазне покриття без частинок CuO. Тобто вміст частинок CuO вплинув на тріщиностійкість алмазного покриття. Отже, диспергування частинок CuO на поверхні підкладки можна розглядати як потенційну технологію корегування алмазних зерен за рахунок включення вуглецевих фаз, що так само може підвищити тріщиностійкість алмазного покриття для задоволення промислових вимог.

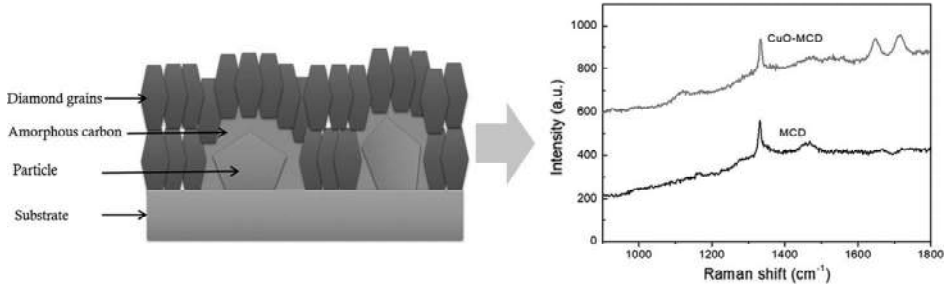


Рис. 19. Особливості алмазного покриття з частинками CuO [45].

У дослідженні [46] для поліпшення дисперсії і сили зчеплення у полірувальному інструменті поверхню алмазних зерен було модифіковано за допомогою нанесення шару SiO₂ методом ізотермічного гідролізу. Результати свідчать, що тонка плівка SiO₂ була рівномірно привита до поверхні алмазу (рис. 20).

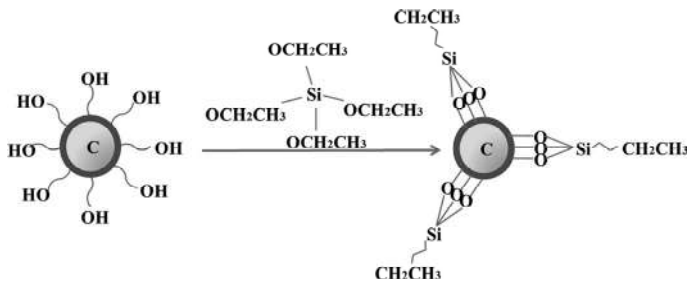


Рис. 20. Схема утворення привитого шару SiO₂ до алмазної поверхні [46].

Полірувальні плівки було виготовлено із застосуванням немодифікованого і модифікованого алмазу у якості абразиву на основі золь-гель технології для поліровки SiC-підкладок. Випробування показали, що полірувальні плівки із алмазними зернами, модифікованими SiO₂, мають більш високу швидкість знімання матеріалу і кращу якість полірування, ніж плівки з немодифікованими алмазними зернами. Це викликано збільшенням диспергувальної здатності зерен абразиву та покращенням зчеплення між матрицею плівки і абразивами [46].

Алмазні магнітні зерна, які було виготовлено методом хімічного осадження композитів із застосуванням частинок заліза і мікрочастинок алмазу, а також мікрочастинок алмазу і сплаву Ni-P, досліджено у [47]. Інноваційний метод розплавлених солей для реактивної підготовки поверхнево модифікованих частинок алмазу наведено у [48]. Методом електроіскрового плазмового спікання було отримано композити на основі металів (міді або магнію), армовані поверхнево модифікованими алмазними частинками. Алмазні частинки з поверхневим градієнтом модифікованої поверхні було отримано методом розплаву солей (рис. 21). Результати засвідчили, що товщина модифі-

кованого шару на поверхні алмазу поступово підвищувалася зі збільшенням часу витримки. Композиційні матеріали на металічній основі, армовані алмазними частинками з модифікованою поверхнею, мають високу теплопровідність. У разі значення об'ємної долі алмазу 35 % теплопровідність алмазно-мідних композитів досягала 602 Вт/(м·К), а теплопровідність алмазно-магнієвих – 286 Вт/(м·К).

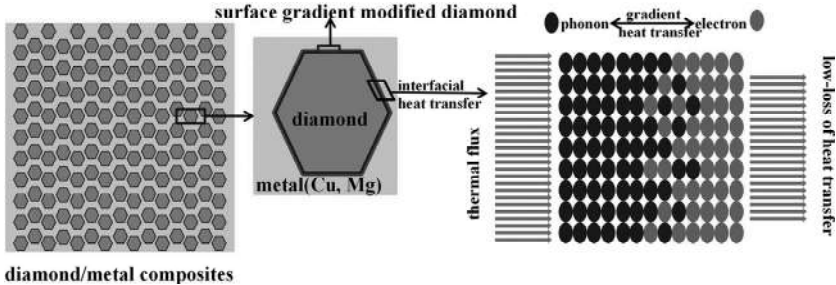


Рис. 21. Композити на основі металів (міді або магнію), армовані поверхнево модифікованими алмазними частинками [48].

Поведінку під час окиснення чистих алмазних порошків і порошків, що містять 0,2 % (за масою) бору досліджено у [49]. Максимальна швидкість окиснення за температури 773 °С для чистого алмазу змістилася до температури 1118 °С для алмазу, легованого бором. SEM-аналіз поверхні частково окисненого алмазу засвідчив, що навіть такого низького (0,2 %) вмісту бору достатньо для утворення захисного шару B_2O_3 в областях, де відбувалося активне окиснення.

Це частково підтверджено і в [50], де досліджували захисні покриття з Ti–B–C на алмазних частинках. Встановлено, що вміст бору є важливим для адгезії Ti у покритті Ti–B–C. Таке покриття з вмістом бору 60 % (ат.) захищало зерна алмазу від окиснення більше 1 год у разі нагріву до 1000 °С у повітрі, водночас втрату маси алмазу спостерігали після нагріву до 1000 °С для Ti–B–C покриття із вмістом бору 11 % (ат.). Під час відпалу зерен алмазу з покриттям в повітрі апріорі утворені B_2O_3 та TiO_2 захищали алмаз від окиснення і діяли як киснево непроникні шари. Крім того, з утворенням B_2O_3 вдалося уникнути розшарування TiO_2 , викликаного об'ємним розширенням під час окиснення. Тобто, наявність TiO_2 забезпечує тривалий захист за рахунок зменшення випаровування B_2O_3 [50].

На позитивний вплив бору звернено увагу і в [51]. Полікристалічну алмазну вставку (ПАВ), яка складається з шару полікристалічного алмазу на підкладці з WC/Co, широко застосовують як бурові долота. Але недостатня термічна стабільність через графітізацію і чутливість алмазу до кисню суттєво обмежує застосування ПАВ для високотемпературних бурових робіт. У [51] нову ПАВ з поліпшеною термічною стабільністю синтезовано з алмазними частинками, покритими бором, що утворює однорідний бар'єр з карбїду бору (рис. 22). Він підвищує початкові температури окиснення до 800 і 780 °С, що на ~ 100 і ~ 30 °С відповідно вище, ніж ПАВ (700 і 750 °С), спеченого з непокритими алмазними частинками. Бар'єр B_4C захищає алмазні зерна від прямого контакту з Co-фазою, що запобігає тим самим кобальт-каталітичній графітізації. Крім того, окиснення бар'єру B_4C відбувається раніше, ніж алмазних зерен, що запобігає окисненню ПАВ [51].

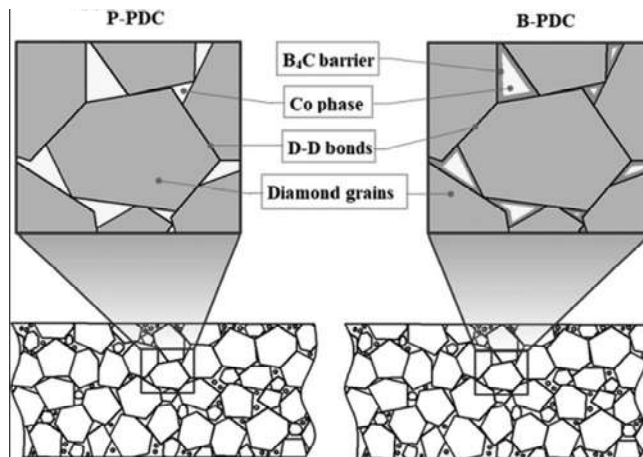


Рис. 22. Нова ПАВ з поліпшеною термічною стабільністю, синтезована з алмазними зернами, покритими бором, що утворює однорідний бар'єр з карбиду бору [51].

Попит на високоякісний карбід бору (B_4C) нині зростає, але його вихід є достатньо низьким (40–50 %). В [52] досліджено вплив добавки хлориду натрію ($NaCl$) на якість і вихід B_4C , синтезованого карботермічним відновленням з порошкової суміші H_3BO_3-C . За оптимальної (4 % (за масою)) кількості добавки $NaCl$ чистота, вихід і середній розмір частинок B_4C збільшуються з 93,54 до 96,28 %, з 88,82 до 93,56 % і з 24,2 до 43,3 мкм відповідно у порівнянні з B_4C без добавки. Механізм дії $NaCl$ полягає не в хімічному, а в фізичному впливові на потік B_2O_3 . Добавка $NaCl$ сприяє деполімеризації складної мережевої структури B_2O_3 і ефективно знижує її в'язкість на ~ 73 %. Це полегшує масопереніс і покращує кінетику реакції, підвищує вихід B_4C та сприяє росту кристалів, і тим самим збільшує розмір частинок.

Інший оксид (V_2O_5) було додано у керамічну зв'язку як поверхнево-активну речовину для поліпшення утримання алмазних зерен у зв'язці і для покращення абразивних і теплових властивостей шліфувального круга [53]. Результати засвідчили, що теплостійкість керамічної зв'язки з 4 % (за масою) V_2O_5 досягала температури 555 °С, тоді як теплостійкість керамічної зв'язки без V_2O_5 була на 17 °С є нижчою. Під час спікання іони ванадію зі зв'язки надходили на поверхню алмазу і поєднувалися з вільним атомом карбону, що знаходився на поверхні алмазу, з утворенням зв'язку $V-C$, який може поліпшити змочуваність між керамічною зв'язкою і алмазом. Міцність під час згинання та твердість за Роквеллом керамічної зв'язки значно збільшилася – з 83,7 МПа та 87,4 HRB до 112,6 МПа і 108,1 HRB відповідно, що на 34,5 та 23,7 % є вищими відповідно, ніж у алмазовмісних композитів без V_2O_5 .

ВИСНОВКИ

Розглянуто сучасний стан зв'язкого шліфування крихких матеріалів і викладено наукові принципи, покладені в основу відповідних процесів механічної обробки, насамперед шліфування в пластичній області. Звернуто увагу на зв'язок між такими показниками, як питома енергія, знос абразивного інструменту та шорсткість обробленої поверхні. На зв'язок між показниками процесу шліфування також звертали увагу в [1, 5], а врахування показника шорсткості потребує окремих досліджень.

Показано, що лазерний метод чорнової правки кругів застосовують для швидкого видалення зайвого абразивного шару, а електроерозійна прецизійна

правка не тільки підвищує точність профілю, але і реалізовує поновлення різальної здатності шліфувального інструменту. На це треба звертати увагу, особливо під час правки кругів із CVD-алмазу [32].

Доведено позитивні ефекти від застосування дефектних пористих алмазних зерен. Звичайні алмазні зерна мають такий недолік, як погане самозаточування під час шліфування, крім того, погано змочуються зв'язкою, що призводить до їхнього меншого зчеплення зі зв'язуючим матеріалом. Для вирішення цих проблем методом термохімічної корозії було отримано новий тип пористих алмазних зерен з високим самозаточуванням, а також поліпшеним утриманням пористих зерен зв'язкою. Це також підтверджено дослідженнями [54].

Доведено ефективну захисну (проти окиснення) дію оксидів (B_2O_3 , TiO_2 , Al_2O_3) у разі модифікування поверхні алмазних зерен, що підтверджено дослідженнями [55].

Звернено увагу на багатокомпонентне покриття із вмістом cBN і показано, що для покращення утримання зерен у алмазовмісних композитах необхідно додавати в них V_4C та V_2O_5 .

V. I. Lavrinenko

Bakul Institute for Superhard Materials,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Modern developments in diamond processing processes
and features of surface modification of diamond grains
for targeted change of their properties (Review)

Modern developments in the processes of diamond processing and straightening, features of surface modification of diamonds for targeted change of their properties are considered. The scientific principles underlying the development of processes of plastic grinding of brittle materials are shown. At the same time, attention is drawn to the relationship between such indicators as specific energy, wear of the diamond tool and surface roughness. It is shown that the laser roughing method is used for quick removal of the excess abrasive layer, and electrodischarge precision grinding allows to increase the accuracy of the profile and restore the cutting ability of the grinding wheel. Positive effects from the use of somewhat defective, but porous diamonds have been proven. A new type of such diamonds with high self-sharpening, as well as improved bond retention, was obtained. The effective protective (against oxidation) effect of oxides (B_2O_3 , TiO_2 and Al_2O_3) in modifying the surface of diamond grains has been proven. Attention is drawn to the positive effects of multilayer coating with cBN content and it is shown that to improve the retention of diamonds in diamond-containing composites it is effective to introduce B_4C and V_2O_5 into them.

Keywords: diamond processing, cutting surface, diamond surface modification, viscous grinding, diamond wheel dresser, CVD diamonds, diamond tool, dresser tool.

1. Lavrinenko V.I., Solod V.Yu. Determining the conditions for achieving the plastic mode of diamond grinding of ceramic materials from the standpoint of estimating energy costs during processing. *J. Superhard Mater.* 2023. Vol. 45, no. 1. P. 81–90.
2. Xiao G., To S., Zhang G. Molecular dynamics modelling of brittle–ductile cutting mode transition: Case study on silicon carbide. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2015. Vol. 88. P. 214–222.
3. Huang H., Li X., Mu D., Lawn B.R. Science and art of ductile grinding of brittle solids. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2021. Vol. 161, art. 103675.
4. Dražumerič R., Badger J., Roininen R., Krajnik P. On geometry and kinematics of abrasive processes: The theory of aggressiveness. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2020. Vol. 154, art. 103567.
5. Lavrinenko V.I. To the analysis of the estimate of energy expenditures in the diamond abrasive treatment by wheels from superhard materials. *J. Superhard Mater.* 2022. Vol. 44, no. 4. P. 285–291.

6. Zhang D., Zhang X.-M., Nie G.-Ch., Yang Zh.-Y., Ding H. Characterization of material strain and thermal softening effects in the cutting process. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2021. Vol. 160, art. 103672.
7. Li Ch., Piao Y., Meng B., Hu Y., Li L., Zhang F. Phase transition and plastic deformation mechanisms induced by self-rotating grinding of GaN single crystals. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2022. Vol. 172, art. 103827.
8. Lium Q., Liao Zh., Axinte D. Temperature effect on the material removal mechanism of soft-brittle crystals at nano/micron. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2021. Vol. 159, Part B, art. 103620.
9. Rao X., Zhang F., Lu Y., Luo X., Chen F. Surface and subsurface damage of reaction-bonded silicon carbide induced by electrical discharge diamond grinding *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2020. Vol. 154, art. 103564.
10. Luo B., Yan Q., Pan J., Lu J., Huang Zh. Influences of processing parameters on metal-bonded diamond wheel wear when grinding a sapphire wafer. *Diam. Relat. Mater.* 2021. Vol. 113, art. 108275.
11. Zhou W., Chen G., Gao M., Li M. Laser sharpening evaluation of diamond wheels based on 3D recognition. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 129, art. 109354.
12. Wang Sh., Zhao Q., Guo B. Wear characteristics of electroplated diamond dressing wheels used for on-machine precision truing of arc-shaped diamond wheels. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 129, art. 109372.
13. Pasichnyi O.O., Lavrinenko V.I. The Influence of circumferential waviness of the diamond wheel working surface on the machined surface roughness. *J. Superhard Mater.* 2019. Vol. 41, no. 4. P. 278–280.
14. Longzhou Dai, Genyu Chen, Mingquan Li, Shangyong Yuan. Efficient and precision dressing of arc-shaped diamond grinding wheel by laser dressing and electrical discharge dressing. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 129, art. 108978.
15. Dai L., Chen G., Li M., Yuan Sh. Experimental study on dressing concave trapezoidal diamond grinding wheel by electrical discharge grinding method. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 129, art. 109218.
16. Badger J., Murphy S., O'Donnell G.E. Acoustic emission in dressing of grinding wheels: AE intensity, dressing energy, and quantification of dressing sharpness and increase in diamond wear-flat size. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2018. Vol. 129. P. 11–19.
17. Sumiya H., Harano K. Micro-scale abrasion investigations of single-crystal diamonds using nano-polycrystalline diamond wheels. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 126, art. 109108.
18. Lu Y., Wang B., Mu Q., Yang K., Li H., Rosenkranz A., Jiang N., Zhou P. Nanoscale smooth and damage-free polycrystalline diamond surface ground by coarse diamond grinding wheel. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 125, art. 108971.
19. Aida H., Oshima R., Minamigata H., Kawaguchi Sh., Tokutake J., Del Angel Sifuentes J.M., Kimura Y. Mirror-grinding of single-crystal diamond substrates with a rotary grinder. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 129, art. 108733.
20. Luo H., Ajmal Kh.M., Liu W., Yamamura K., Deng H. Atomic-scale and damage-free polishing of single crystal diamond enhanced by atmospheric pressure inductively coupled plasma. *Carbon.* 2021. Vol. 182. P. 175–184.
21. Jin T., Ma M., Li B., Gao Y., Zhao Q., Zhao Zh., Chen J., Tian Y. Mechanical polishing of ultrahard nanotwinned diamond via transition into hard sp^2 - sp^3 amorphous carbon. *Carbon.* 2020. Vol. 161. P. 1–6.
22. Xiao Ch., Hsia F.-Ch., Sutton-Cook A., Weber B., Franklin S. Polishing of polycrystalline diamond using synergies between chemical and mechanical inputs: A review of mechanisms and processes. 2022. *Carbon.* Vol. 196. P. 29–48.
23. Song X., Jian Y., Zou W., Peng J., Liu P., Xiao F. Preparation and characterization of coated abrasives with domed pyramid thermosetting polyurethane/epoxy/diamond composites by roller embossing: Wear performance. *Diam. Relat. Mater.* 2021. Vol. 120, art. 108632.
24. Dai L., Chen G., Shan Z. Study on ultra-high speed nano-grinding of monocrystalline copper with V-shaped diamond abrasive grains based on molecular dynamics method. *Diam. Relat. Mater.* 2021. Vol. 111, art. 108224.
25. Wang J., Su Y., Tian Y., Xiang X., Zhang J., Li Sh., He D. Porous single-crystal diamond. *Carbon.* 2021. Vol. 183. P. 259–266.
26. Li J., Fang W., Wan L., Liu X., Hu W., Cao D., Han K., Li Y., Yan Y. Research on the bonding properties of vitrified bonds with porous diamonds and the grinding performance of porous diamond abrasive tools. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 123, art. 108841.

27. Wu X., Li L., Zhang W., Song M., Yang W., Peng K. Effect of surface roughening on the interfacial thermal conductance of diamond/copper composites. *Diam. Relat. Mater.* 2019. Vol. 98, art. 107467.
28. Liu D., Zhao J., Lei Y., Wang X., Fu W., Song X., Long W. Micropatterning of synthetic diamond by metal contact etching with Ti powder. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 129, art. 109299.
29. Chen J., Zhu Y., Wang J., Peng Y., Yao J., Ming Sh. Relationship between mechanical properties and processing performance of agglomerated diamond abrasive compared with single diamond abrasive. *Diam. Relat. Mater.* 2019. Vol. 100, art. 107595.
30. Bokhonov B.B., Dudina D.V., Sharafutdinov M.R.. Graphitization of synthetic diamond crystals: A morphological study. *Diam. Relat. Mater.* 2021. Vol. 118, art. 108563.
31. Yang Ch.-Sh., Sun Zh., Cui Ch.-H., Yang Ch., Zhang T. Metal nano-drills directionally regulate pore structure in carbon. *Carbon.* 2021. Vol. 175. P. 60–68.
32. Lavrinenko V.I. CVD diamonds in diamond tools: features and properties, peculiarities of processing, and application in modern diamond tools (Review). *J. Superhard Mater.* 2022. Vol. 44, no. 6. P. 65–87.
33. Lee K.H., Seong W.K., Ruoff R.S. CVD diamond growth: Replacing the hot metallic filament with a hot graphite plate. *Carbon.* Vol. 187. P. 396–403.
34. Liu Zh., Cheng W., Mu D., Wu Y., Lin Q., Xu X., Huang H. Influences of early-stage C diffusion on growth microstructures in solid-state interface reaction between CVD diamond and sputtered Cr. *Mater. Charact.* 2023. Vol. 196, art. 112603.
35. Dychalska A., Trzcinski M., Fabisiak K., Paprocki K., Koczorowski W., Łoś Sz., Szybowski M. The effect of UV and thermally induced oxidation on the surface and structural properties of CVD diamond layers with different grain sizes. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 121, art. 108739.
36. Wu F., Liu N., Ma Y., Zhang X., Han Y. Research on the influence of diamond coating microtexture on graphitization law and friction coefficient. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 127, art. 109153.
37. Wang X., Xiong Q., Lu J., Yan Q., Liu W. Characterization of Fenton reaction-based material removal on single crystal diamond surface. *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 129, art. 109320.
38. Tian Sh., Xu F., Ma Zh., Zhou Q., Zhao Y., Li Zh., Wang D., Zeng G., Zuo D. Effect of the modulation periods on the mechanical and tribological properties of cBN/NCD multilayer composite coating. *Diam. Relat. Mater.* 2023. Vol. 132, art. 109628.
39. Liang B., Dai Zh., Zhang Q., Zhang W., Zhang R., Liu Y., Zhang J., Yang L. Coating of diamond by thermal explosion reaction. *Diam. Relat. Mater.* 2021. Vol. 119, art. 108572.
40. Li M., Zhang F., Zhou Y., Li W., Wu Shixiong, Wu Shanghua. Preparation and performance of resin-bonded grinding wheel with braze-coated diamond grits. *Diam. Relat. Mater.* 2020. Vol. 101, art. 107619.
41. Ukhina A.V., Dudina D.V., Bokhonov B.B., Savintseva D.V., Samoshkin D.A., Stankus S.V. Morphological features and phase composition of W-containing coatings formed on diamond via its interaction with WO_3 . *Diam. Relat. Mater.* 2022. Vol. 123, art. 108876.
42. Deng A., Lu J., Li D., Wang Y. Exploring the activation energy of diamond reacting with metals and metal oxides by first-principle calculation. *Diam. Relat. Mater.* 2021. Vol. 118, art. 108522.
43. Dominguez D., Tiznado H., Borbon-Nuñez H.A., Muñoz-Muñoz F., Romo-Herrera J.M., Soto G. Enhancing the oxidation resistance of diamond powder by the application of Al_2O_3 conformal coat by atomic layer deposition. *Diam. Relat. Mater.* 2016. Vol. 69. P. 108–113.
44. Wu K., Zhang Y., Ma J., Fu Zh., Chen Ch. Two-dimensional hole gas formed at diamond surface by Al_2O_3 /diamond interface engineering. *Diam. Relat. Mater.* 2020. Vol. 105, art. 107807.
45. Naichao Chen, Fasong Ju, Fan Zhou, Shuai Chen, Kun Wei, Ping He. Growth and characterization of chemical vapor deposition diamond coating incorporated amorphous carbon with high Raman bands induced by CuO particles. *Diam. Relat. Mater.* 2021. Vol. 116, art. 108387.
46. Lu J., Xu Y., Zhang Y., Xu X. The effects of SiO_2 coating on diamond abrasives in sol-gel tool for SiC substrate polishing. *Diam. Relat. Mater.* 2017. Vol. 76. P. 123–131.
47. Bin Y., Wenzhuang L., Wei F., Xu Y., Zuo D. Adsorption and deposition of micro diamond particles in preparing diamond magnetic abrasives by electroless composite plating. *Diam. Relat. Mater.* 2017. Vol. 73. P. 137–142.

48. Zhu C., Cui C., Wu X., Zhang B., Yang D., Zhao H., Zheng Zh. Study on surface modification of diamond particles and thermal conductivity properties of their reinforced metal-based (Cu or Mg) composites. *Diam. Relat. Mater.* 2020. Vol. 108, art. 107998.
49. Herrmann M., Matthey B., Gestrich T. Boron-doped diamond with improved oxidation resistance. *Diam. Relat. Mater.* 2019. Vol. 92. P. 47–52.
50. Sun Y., Zhang Ch., Wu J., Meng Q., Liu B., Gao Ke, He L. Enhancement of oxidation resistance via titanium boron carbide coatings on diamond particles. *Diam. Relat. Mater.* 2019. Vol. 92. P. 74–80.
51. Sha X., Yue W., Zhang H., Qin W., She D., Wang Ch. Thermal stability of polycrystalline diamond compact sintered with boron-coated diamond particles *Diam. Relat. Mater.* 2020. Vol. 104, art. 107753.
52. Li X., Dan Sh.W., Nie N.K., Yan Sh., Xing P. Effect and corresponding mechanism of NaCl additive on boron carbide powder synthesis via carbothermal reduction. *Diam. Relat. Mater.* 2019. Vol. 97, art. 107458.
53. Chen Sh.-P., Liu X.-P., Wan L., Gao P.-Zh., Zhang W., Hou Zh.-Q. Effect of V₂O₅ addition on the wettability of vitrified bond to diamond abrasive and grinding performance of diamond wheels. *Diam. Relat. Mater.* 2019. Vol. 102, art. 107672.
54. Lavrinenko V.I. Porosity and water absorbability of tool composite materials as factors of improving wear resistance of superabrasive grinding wheels. Part 1. Superabrasive composites. *J. Superhard Mater.* 2019. Vol. 41, no. 2. P. 126–132.
55. Lavrinenko V.I., Solod V.Yu., Kashynskyi I.S., Dobroskok V.L. Determination of oxides intended for the surface modification of diamond grains by the functional characteristics. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, no. 6. P. 417–422.

Надійшла до редакції 10.02.23

Після доопрацювання 20.02.23

Прийнята до опублікування 22.02.23