

Д. А. Стратійчук, канд. техн. наук¹, В. З. Туркевич, академік НАН України¹;
К. В. Сліпченко², Ю.О. Мельнійчук¹, кандидати технічних наук;
Д.В. Туркевич, канд. хім. наук¹

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України (м. Київ)

²Лундський Університет (м. Лунд, Швеція)

ОСОБЛИВОСТІ СПІКАННЯ ТА ДОСЛІДЖЕННЯ МЕТОДАМИ ДТА–ТГ АНАЛІЗУ КОМПОЗИТІВ ОТРИМАНИХ В СИСТЕМАХ cBN–MeSi₂–(Al), де Me – V, Cr, Mo, W

Із використанням методів високотемпературного спікання в умовах високих тисків були досліджені особливості формування надтвердих композитів BL-групи в системах cBN–MeSi₂–(Al), де MeSi₂ – жароміцні дисиліциди MoSi₂, VSi₂, CrSi₂, WSi₂. Отримані високоміцні керамо-матричні матеріали були протестовані рентгенофазовим методом; визначені їх мікротвердість, тріщиностійкість та модуль Юнга. Ріжучі пластини із даних матеріалів, що показали найбільш високі експлуатаційні характеристики в умовах високошвидкісної різки (300 м/хв) сталей AISI 316L та Inconel 718, були відібрані для ДТА–ТГ аналізу із метою дослідження їх термічної поведінки на повітрі. На основі отриманих ДТА–ТГ даних було встановлено, що отримані надтверді композити є термостійкими, а фаза їх активної термодеструкції припадає на температурний інтервал 1100–1200 °С, що пов'язано в першу чергу із окисненням зерен cBN. Серед продуктів окиснення – вищі оксиди d-елементів, В₂О₃ та SiO₂, що здатні до утворення боросилікатних склоподібних продуктів.

Ключові слова: ДТА–ТГ аналіз, надтверда кераміка, силіциди, окиснення, термостійкість, cBN, керамо-матричні композити BL-групи.

Обробка сталей із використанням ріжучих керамічних пластин є одним із широкоживаних способів виготовлення металевих деталей та застосовується практично на всіх метало-оброблювальних комбінатах світу [1]. Експлуатація керамічних ріжучих пластин, до складу яких входить кубічний нітрид бору (cBN), надає низку переваг – зокрема, дозволяє значно збільшити швидкість обробки, глибину подачі, а також подовжити час роботи інструменту [2, 3]. Все це стає можливим завдяки поєднанню високої твердості, відносно високої хімічної інертності та міцності багатьох cBN-керамік [4]. Керамічні матеріали інструментального призначення, що містять cBN, зазвичай поділяють на три групи: монофазні матеріали [5], матеріали групи ВН (із вмістом cBN не менше 70 %) та матеріали групи BL (із вмістом cBN від 40 до 60%) [6, 7]. Останні на протязі декількох десятиків років знайшли досить широке застосування в області високошвидкісної металообробки (до 600 м/хв), а також при обробці нержавіючих сталей та титанових сплавів. Відомо, що температура в зоні різання може сягати 1000 °С [8], що призводить до активації хімічних процесів взаємодії між інструментом та оброблюваною деталлю, а також сприяє окисненню киснем повітря. Все це, звісно, призводить до зносу інструменту, деградації геометрії ріжучої кромки та зниження якості і прецизійної точності оброблюваної поверхні [9, 10]. Частково дана проблема може бути розв'язана шляхом додавання до cBN-кераміки на етапі її спікання жароміцних та стійких до окиснення компонентів, зокрема таких карбідів, як Cr₃C₂, TaC, MoC, VC, TiCN та ін. Авторами [11, 12] були успішно отримані та випробувані дані керамо-матричні композити та показано перспективність такого підходу у створенні нових інструментальних матеріалів, які здатні працювати в умовах високих температур в області різання. В той же час авторами [13]

досліджено формування високоміцних надтвердих cBN-керамічних композитів із використанням жароміцних дисиліцидів – молібдену, хрому та ванадію. Відомо [14–19], що силіциди важких металів проявляють значну вогнестійкість та є тугоплавкими; їх широко використовують в авіаційній, ракетній, вакуумній, хімічній та ін. галузях промисловості. На жаль, значна крихкість силіцидів не дозволяє їм функціонувати в якості ріжучого інструменту, якщо застосовувати їх в чистому вигляді. Однак як наповнювач cBN- матриці, дані жароміцні матеріали є досить привабливими із точки зору інструментального матеріалознавства.

Представлена робота містить об'єднані результати попередніх досліджень авторів [13] по вивченню систем cBN – дисиліциди молібдену, хрому, ванадію, а також представляє нові дані термічної поведінки на повітрі (окиснення) новостворених інструментальних керамо-матричних композитів. Загалом для роботи були вибрані чотири системи: cBN–MoSi₂–(Al), cBN–CrSi₂–Al, cBN–VSi₂–Al та cBN–WSi₂–Al, в яких за умов високотемпературного спікання було отримано cBN-кераміку, що належить до матеріалів VL-групи.

Експериментальна частина досліджень була проведена в ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України та Лундському університеті (м. Лунд, Швеція). Високотемпературне спікання в НРНТ-умовах здійснене в апараті високого тиску типу «тороїд-30» при сталому тиску 7,7 ГПа в температурному інтервалі $T_{сп.} = 1600–2300$ °С. Для всіх систем вихідне співвідношення компонентів було однаковим і становило cBN:дисиліцид:Al як 60:35:5 об.%, а середній розмір зерен кубічного нітриду бору, відповідного дисиліциду та алюмінію, знаходився в межах 1–5 мкм. Додавання алюмінієвої пудри в незначній кількості покликано зв'язати залишковий кисень в системі та деякою мірою знизити параметри спікання за рахунок появи рідкої фази. Надтверді композиційні матеріали були виготовлені шляхом НРНТ-спікання гомогенної шихти в заданому температурному інтервалі із ізотермічною витримкою 45 с. Процес спікання здійснено за умов швидкого охолодження (гартування), внаслідок чого були отримані добре сформовані циліндричні зразки, з яких в подальшому виготовлені ріжучі пластини $\varnothing 9,52$ мм, $h = 3,18$ мм. В табл. 1 наведені деякі фізико-технічні характеристики отриманої надтвердої кераміки при оптимальній температурі спікання ($T_{сп.}$), тобто за умов, коли формується матеріал із стабільними прийнятними показниками.

Таблиця 1. Деякі фізико-технічні характеристики надтвердої кераміки, отриманої в досліджених системах.

Система	* $T_{сп.}$, °С	Модуль Юнга, ГПа	Густина г/см ³	Твердість HV50, ГПа	** K_{1C} , МПа·м ^{1/2}
cBN–VSi ₂ –Al	1700–1900	470±10	4,15±0,1	24±0,5	5,7±0,2
cBN–CrSi ₂ –Al	1750–2000	450±10	3,82±0,1	25±0,5	6,5±0,2
cBN–MoSi ₂ –Al	1800–2000	550±10	4,45±0,1	33±0,5	5,5±0,2
cBN–WSi ₂ –Al	1800–2150	520±10	5,20±0,1	34±0,5	6,1±0,2

* ($T_{сп.}$) – температурний інтервал спікання, при якому зафіксовані найвищі фізико-технічні характеристики.

** (K_{1C}) – тріщиностійкість визначена методом індентування алмазною пірамідою Вікерса

Як видно із даних таблиці, всі отримані керамо-матричні композити є високотвердими матеріалами із характеристиками, які цілком задовольняють вимоги до металооброблювального інструменту, навіть якщо мова іде про обробку загартованих високолегованих сплавів.

Випробування різальної здатності отриманих матеріалів було проведено на токарному верстаті *Torshälla CNC* в умовах поздовжнього безперервного високошвидкісного точіння металевих заготовок з використанням масляного охолоджувача. Різальний інструмент закріплювали в стандартний тримач *CRSNL3225P09* для круглих різальних пластин (*SECO*

Tools). В якості ріжучих еталонів були вибрані два типи сталей: *AISI 316L* та *Inconel 718*, при цьому швидкість різання складала 300 м/хв, глибина різання 0,3 мм, подача 0,15 мм/об. На рис. 1 наведено дані залежності площадки зносу (мкм) ріжучої пластини від температури її спікання, з яких видно, що загалом оптимальним температурним діапазоном отримання даних композитів є 1700–2100 °С. Дисиліциди молібдену та вольфраму показують найкращі показники, демонструючи площадку зносу 90–140 мкм.

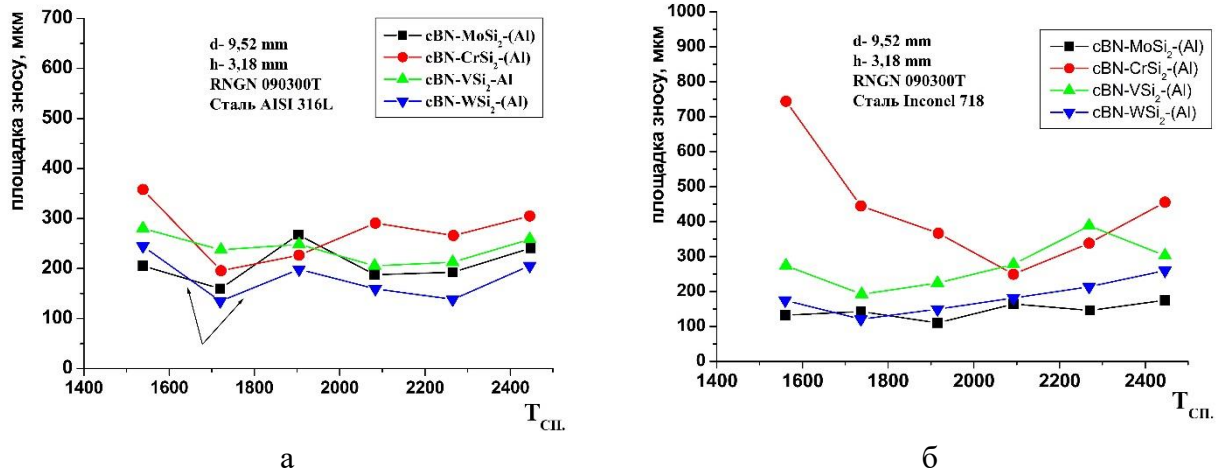


Рис. 1. Результати випробувань² ріжучих властивостей отриманих композитів при точінні (а) – сталі *AISI 316L* та (б) – *Inconel 718*

Після завершення спікання в усьому температурному діапазоні основним фазами залишаються зерна cBN та відповідного дисиліциду, які формують дрібнодисперсну однорідну матрицю з чіткими міжфазними границями, що продемонстровано на растровому електро-мікроскопічному зображенні на прикладу системи *cBN-MoSi₂-Al* (рис. 2).

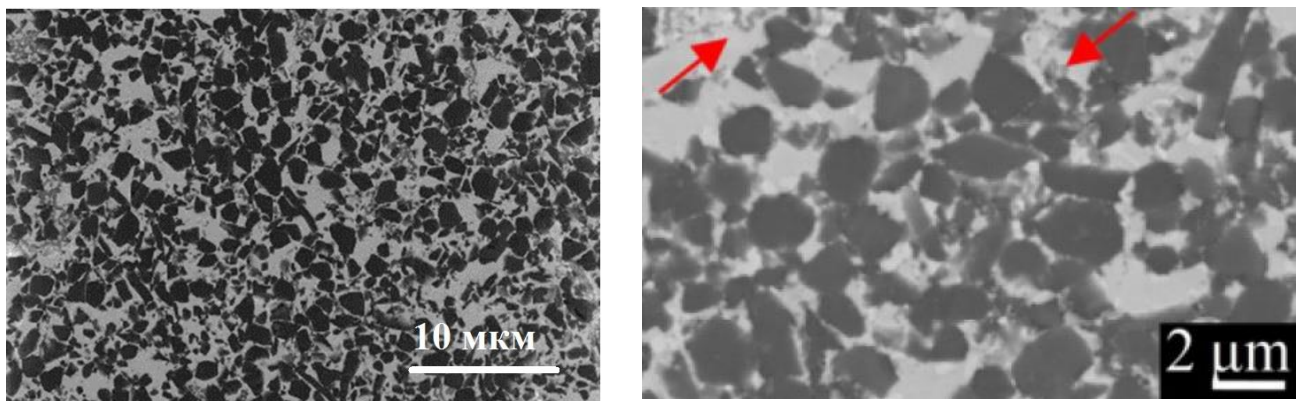


Рис. 2. SEM-зображення композиту, отриманого в системі *cBN-MoSi₂-Al* при $T_{сп} = 1800$ °С. Стрілками позначено світлу фазу дисиліциду

Вивчаючи методом XRD-аналізу фазовий склад отриманих матеріалів від $T_{сп}$, слід зауважити, що принципівих змін в кількісному співвідношенні компонентів для даних систем не зафіксовано. В результаті хімічних взаємодій на поверхні зерен в місці контакту cBN–

² Випробування проведені в Лундському університеті, м. Лунд (Швеція).

дисиліцид відбувається формування відповідних боридів *d*- елементів (α -MoB, CrB, VB₂, WB), масова частка яких в кінцевому продукті не перевищує 2–3 %.

Алюміній, який вводився із метою поглинання надлишкового кисню в системі та полегшення спікання (роблячи процес частково рідкофазним), перетворюється на фази α -Al₂O₃, AlN в кількостях 1–3 мас.%, які рівномірно розміщені в міжзеренному просторі. Також в композитах зафіксовано незначну частину (~1.5 %) фази WC, яка попала в вихідний порошок дисиліциду під час планетарного розмелу та в цілому є корисною високотвердою добавкою.

На рис. 3 в якості прикладу приведено XRD-аналіз композиту, отриманого в системі cBN–WSi₂–Al при T_{сп.} = 1800 °C, з якого чітко прослідковується двофазність кераміки, а моноборид вольфраму можна зафіксувати лише при ретельному аналізі дифрактограм.

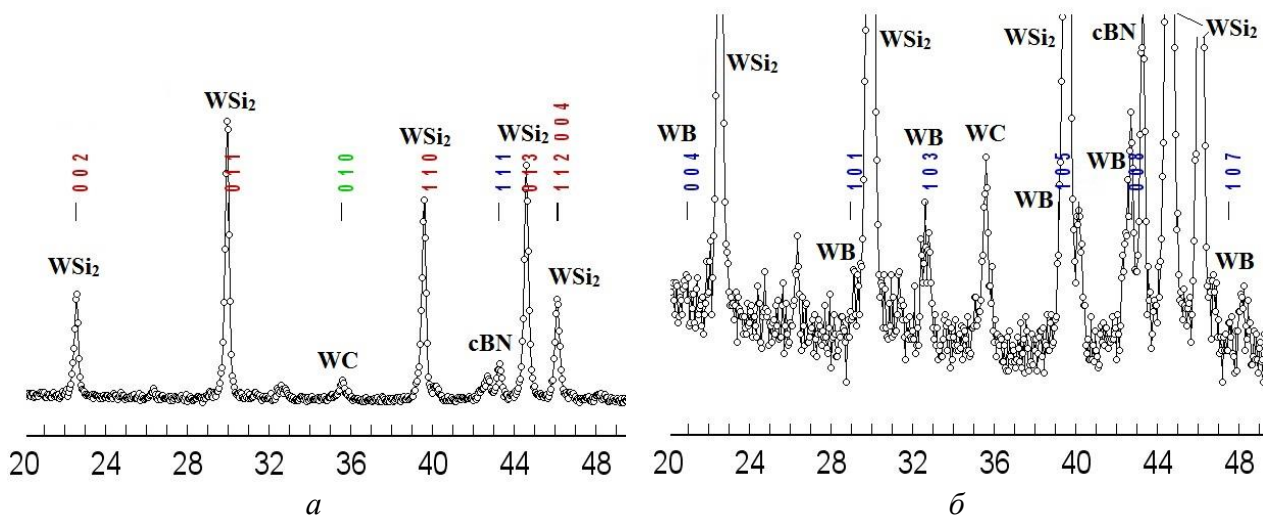


Рис. 3. XRD-аналіз (2θ , град. $\text{CuK}\alpha$ -випромінювання) композиту, отриманого в системі cBN–WSi₂–Al при T_{сп.} = 1800 °C; а – загальний вигляд, б – збільшена чутливість зйомки

Вивчення поведінки отриманої кераміки під час її нагріванні на повітрі проведено на приладі STA 449 C Jupiter, який здатен проводити синхронний термічний аналіз (СТА). Реєстрація сигналів ДТА та ТГ проводилася в температурному інтервалі 200–1300 °C, підйом температури здійснено на повітрі із швидкістю 10 град/хв., що деякої мірою імітує умови в процесі високошвидкісної обробки. З метою отримання більш чітких даних результатів ДТА-ТГ аналізу запис термічних характеристик проведено не на ріжучих пластинах, а для подрібненого продукту (рис. 4, а) із середнім розміром уламків 1–3 мм. Перед початком досліджень нами було проведено порівняльні термогравиметричні виміри вихідного мікропорошку cBN (рис. 4, б) та вихідних дисиліцидів з метою прослідкувати відмінності між стартовими компонентами та такими самими фазами в керамо-матричному композиті. На рисунку нижче наведені результати цих вимірювань, із чого слідує, що в випадку cBN отримана картина цілком співпадає із літературними даними, показуючи термічну стабільність cBN на рівні ~1100 °C.

Беручи до уваги, що реакція окиснення кубічного нітриду бору є екзотермічною: $4\text{cBN} + 3\text{O}_2 \Rightarrow 2\text{B}_2\text{O}_3 + 2\text{N}_2 + \text{QДж}$, та проходить із накопиченням відносно слаболетючого оксиду бору, досить закономірно, що починаючи із температури ≥ 1100 °C, криві ТГ-ДТА демонструють стрімкий ріст, який сягає свого мах. при T 1150-1200 °C. Оскільки кисень має дещо більше атомну масу, ніж азот, в кінцевому випадку ми маємо незначний (+7,87 %) приріст ваги зразка. Падіння ваги (-2,86 %) до температур активного окиснення (1100 °C) пов'язане із випаровуванням вологи, каталізаторів синтезу cBN та загальною дегазацією мікропорошку.

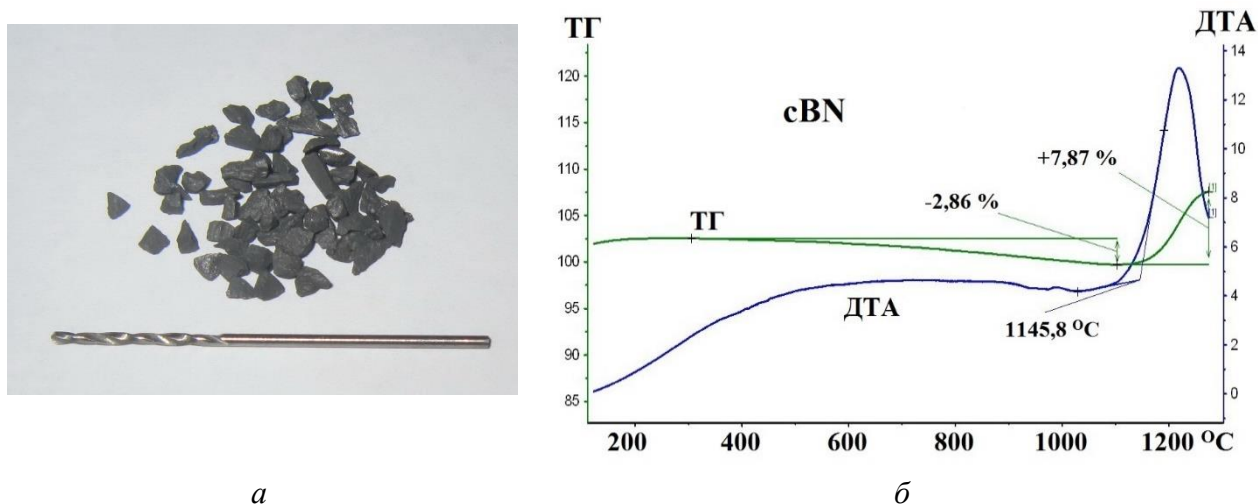


Рис. 4. Загальний вигляд подрібненого продукту керамо-матричних композитів перед випробуваннями (а) та результати ДТА-ТГ аналізу вихідного мікропорошку cBN (б)

Аналізуючи ДТА–ТГ криві вихідних дисиліцидів (рис. 5–6, а, б), перше, що потрібно зазначити – це ярко виражений екзотермічний ефект із набором ваги. Все це вказує на ефект «горіння» даних мікропорошків на повітрі. Термічна поведінка цих тугоплавких сполук дещо схожа, а пік окислювальної здатності припадає на температури 500–600 °С. Для VSi_2 - $MoSi_2$ - WSi_2 - подальше нагрівання вище температури активного окиснення призводить до накопичення вищих оксидів (V_2O_5 , MoO_3 , WO_3), які, як відомо, здатні до сублимації. Саме цим фактом пояснюється від’ємний нахил кривих ТГ на останній стадії нагріву. Для $CrSi_2$ такого ефекту не зафіксовано, оскільки Cr_2O_3 є жароміцним нелетучим оксидом.

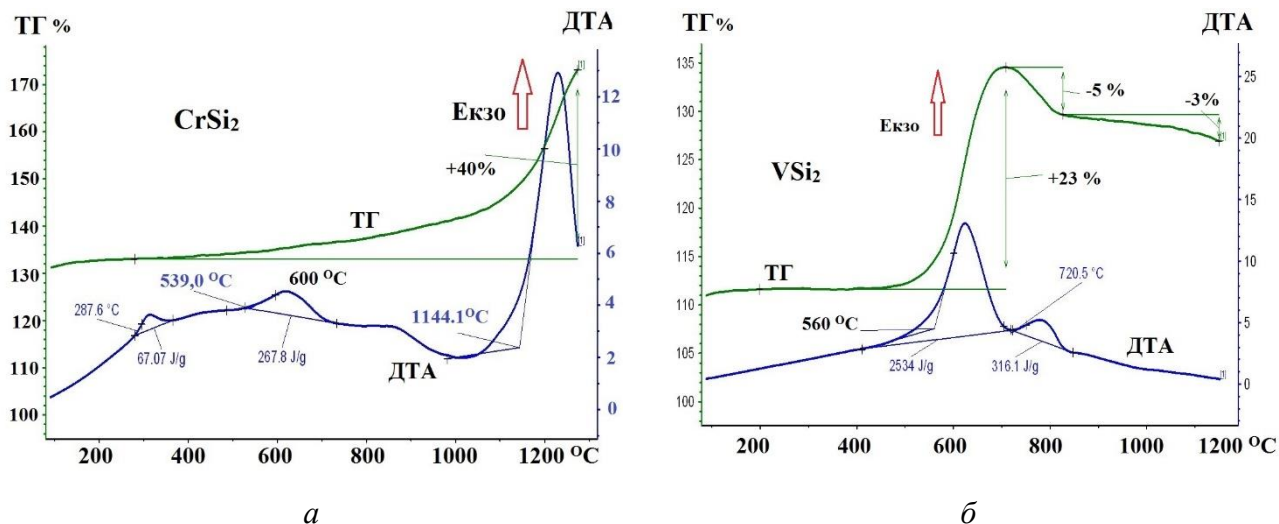
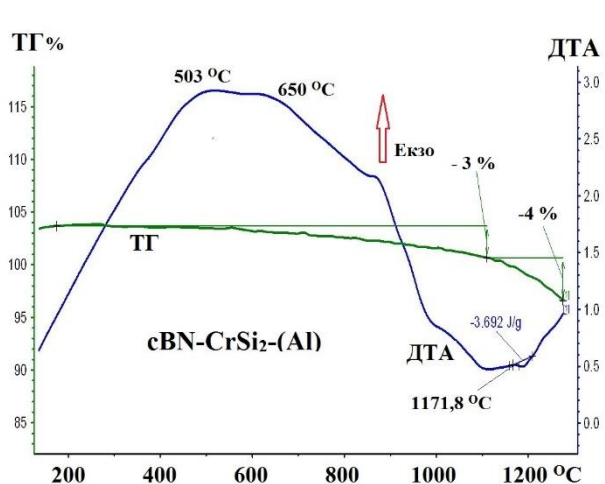
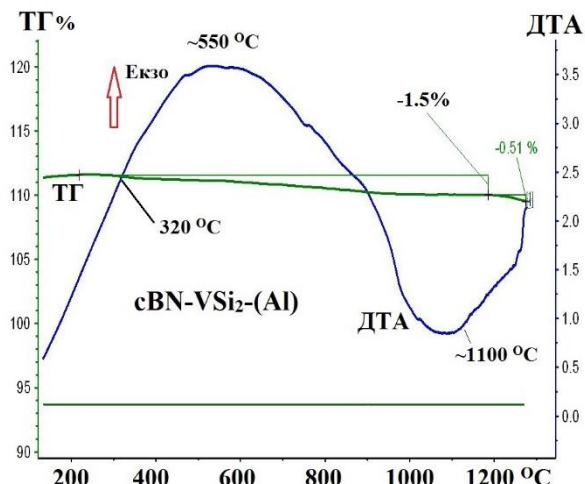


Рис. 5. Результати ДТА–ТГ аналізу для вихідних мікропорошків $CrSi_2$ (а), VSi_2 (б) та композитів, отриманих в системі cBN – $CrSi_2$ – Al (в) та cBN – VSi_2 – Al (г)

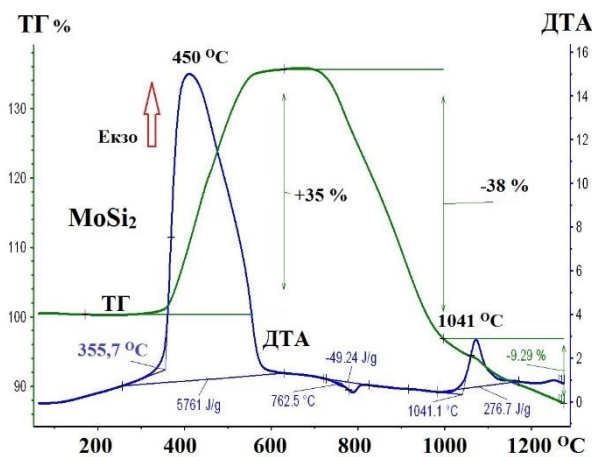


б

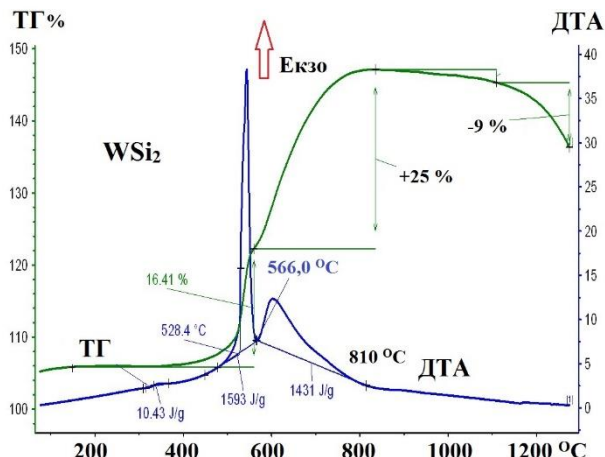


г

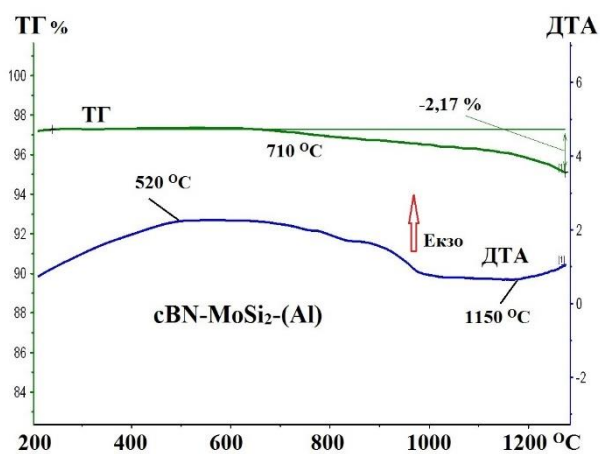
Закінчення рис. 5.



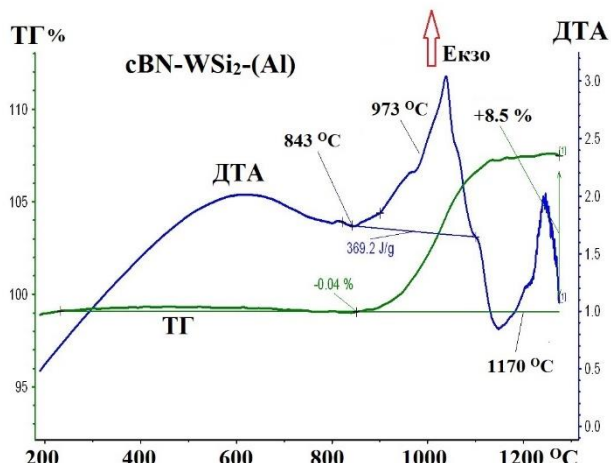
а



б



в



г

Рис. 6. Результати ДТА–ТГ аналізу для вихідних мікропорошків MoSi_2 (а), WSi_2 (б) та композитів, отриманих в системі $\text{cBN-MoSi}_2\text{-Al}$ (в) та $\text{cBN-WSi}_2\text{-Al}$ (г)

На основі даних ДТА–ТГ аналізу для керамо-матричних композитів (рис. 5, в, з; рис. 6, в, з) слід зазначити їх досить високу термостійкість ($> 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$), яка, в першу чергу, визначається термостійкістю кубічного нітриду бору, та частково, як у випадку системи $\text{cBN-CrSi}_2\text{-Al}$ – термостійкістю CrSi_2 . Відсутність набору ваги на ТГ-кривих композитів свідчить про значну термічну стабільність керамічних матеріалів на протигагу вільним дисиліцидам. Виняток складає система $\text{cBN-WSi}_2\text{-Al}$, яка лише за температур вище $973\text{ }^{\circ}\text{C}$ починає набирати вагу (+8,5 %), що пов'язано із утворенням важкого триоксиду вольфраму та деякою мірою корелює із набором ваги (+7,87 %) для вільного cBN . Загалом в досліджених композитах завдяки монолітно-спеченому стану системи реакція на окиснення киснем повітря для cBN та дисиліцидів може відрізнятися від таких для вільних мікропорошків.

Оскільки в даних композитах фаза cBN складає близько 60 % об. від усіх компонентів, закономірним є той факт, що останній значимий ДТА сигнал знаходиться при температурі вище за $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ та корелює із термостійкістю кубічного нітриду бору (рис. 4, б). Якщо враховувати фазовий склад композитів, який за даними XRD -аналізу є близьким до складу вихідної шихти, стає очевидним, що термостійкість даних матеріалів буде визначатися переважно термостійкістю cBN .

При складанні хімічних рівнянь окисних процесів, які відбуваються під час ДТА–ТГ аналізу, були враховані результати XRD -аналізу твердих продуктів окиснення. Нижче представлено склад кінцевих продуктів окиснення, які зафіксовано при температурах вище за $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Враховуючи здатність V_2O_3 та SiO_2 до утворення боросилікатних склоподібних продуктів, у багатьох дослідах на стінках тиглів зафіксовано прозорий аморфний наліт.

Система	Продукти окиснення
$\text{cBN-VSi}_2\text{-Al}$	$\text{V}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2 + \text{V}_2\text{O}_5 + \text{VO}_2 + \text{N}_2 + (\text{Al}_2\text{O}_3)^*$
$\text{cBN-CrSi}_2\text{-Al}$	$\text{V}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2 + \text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{N}_2 + (\text{Al}_2\text{O}_3)$
$\text{cBN-MoSi}_2\text{-Al}$	$\text{V}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2 + \text{MoO}_3 + \text{MoO}_2 + \text{N}_2 + (\text{Al}_2\text{O}_3)$
$\text{cBN-WSi}_2\text{-Al}$	$\text{V}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2 + \text{WO}_3 + \text{N}_2 + (\text{Al}_2\text{O}_3)$

* – домішкова фаза у композиті в кількості 1-2 % мас.

Оксид алюмінію який знайдено в продуктах окиснення утворився під час формування надтвердих композитів в умовах високих тисків та температур та фактично перейшов в кінцевий продукт в незмінному вигляді із дослідженої кераміки.

Висновки

Підводячи підсумки даного дослідження, слід зазначити наступне: спікання в умовах високих тисків і температур cBN із дисиліцидами: VSi_2 , CrSi_2 , MoSi_2 , WSi_2 призводить до формування високотвердих керамо-матричних композитів інструментального призначення із високими фізико-технічними характеристиками. Результати випробувань різальної здатності під час високошвидкісної обробки (300 м/хв.) сталей AISI 316L та Inconel 718 показали прийнятні експлуатаційні характеристики із мінімальним зносом ріжучої кромки $\sim 90\text{ }\mu\text{m}$ для матеріалу із системи $\text{cBN-MoSi}_2\text{-Al}$. Вся отримана кераміка характеризується однорідною зерненою структурою, а температурний діапазон її отримання знаходиться в межах $1700\text{--}2150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Під час спікання відбувається хімічна взаємодія між компонентами із утворенням Al_2O_3 та відповідних боридів d - елементів ($\alpha\text{-MoB}$, CrB , VB_2 , WB), масова частка яких в кінцевому продукті не перевищує 2–3 %. ДТА–ТГ аналіз дробленого продукту показав високу термічну стабільність отриманих матеріалів, а реакції окиснення киснем повітря проходять у 2 етапи: термічна деструкція дисиліциду при $500\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$, та окиснення фази cBN при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ та вище. Серед продуктів окиснення – вищі оксиди d -елементів, V_2O_3 та SiO_2 , що здатні до утворення

боросилікатних склоподібних продуктів. Найбільш термостійкими є керамо-матричні композити, отримані в системах: cBN–CrSi₂–Al, cBN–WSi₂–Al.

D.A. Stratiichuk, V.Z. Turkevich¹; K.V. Slipchenko²; Yu.O. Melniichuk, D.V. Turkevich¹

¹V. N. Bakul Institute for Superhard Materials of National Academy of Sciences of Ukraine

²Lund University, Sweden

SPECIFICS OF SINTERING AND DTA–TG ANALYSIS OF COMPOSITES OBTAINED IN cBN–MeSi₂–Al SYSTEMS, WHERE Me – V, Cr, Mo, W

Using the methods of high-temperature sintering under high pressures, the specifics of the formation of superhard BL group composites in cBN–MeSi₂–Al systems, where MeSi₂– heat-resistant disilicides MoSi₂, VSi₂, CrSi₂, WSi₂, have been studied. The obtained high-strength ceramic matrix materials have been tested by X-ray phase method; their microhardness, crack resistance and Young's modulus have been determined. Cutting plates made of these materials, demonstrating the highest operational characteristics in high-speed cutting (300 m/min) of AISI 316L and Inconel 718 steels, have been selected for DTA-TG analysis to study their thermal behaviour in air. Based on the obtained DTA-TG data, it has been found that the obtained superhard composites are heat-resistant, and the phase of their active thermal destruction falls on the temperature range 1100–1200 °C, which is primarily due to the oxidation of cBN grains. Among the oxidation products are higher oxides of d-elements, B₂O₃ and SiO₂ which are capable of forming borosilicate glass products.

Key words: DTA–TG analysis, superhard ceramics, silicides, oxidation, heat resistance, cBN, BL-group ceramic matrix composites of the BL group.

Д.А. Стратийчук, В.З. Туркевич¹; Е.В. Слипченко²; Ю.А. Мельничук, Д.В. Туркевич¹

¹Институт сверхтвёрдых материалов им. В.М. Бакуля НАН Украины

²Лундский Университет, Швеция

ОСОБЕННОСТИ СПЕКАНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДАМИ ДТА–ТГ АНАЛИЗА КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ В СИСТЕМАХ cBN–MeSi₂–Al, где Me – V, Cr, Mo, W

С применением методов высокотемпературного спекания в условиях высокого давления были изучены особенности формирования сверхтвёрдых композитов BL- группы в системах cBN–MeSi₂–Al, где MeSi₂ – жаропрочные дисилициды MoSi₂, VSi₂, CrSi₂, WSi₂. Полученные высокопрочные керамо-матричные материалы были изучены рентгенофазовым методом; определены их микротвёрдость, трещиностойкость и модуль Юнга. Режущие пластины из данных материалов, показавшие наиболее высокие эксплуатационные свойства в условиях высокоскоростной резки (300 м/мин) сталей AISI 316L и Inconel 718, были отобраны для ДТА–ТГ анализа с целью изучения их термического поведения на воздухе. С помощью анализа ДТА–ТГ данных было показано, что полученные сверхтвёрдые композиты являются термостойкими, а фаза их активной термодеструкции приходится на температурный интервал 1100–1200 °C, что связано в первую очередь с окислением зёрен cBN. Среди продуктов окисления – высшие оксиды d-элементов, B₂O₃ та SiO₂, которые способны образовывать боросилікатные стеклоподобные продукты.

Ключевые слова: ДТА-ТГ анализ, сверхтвёрдая керамика, силициды, окисление, термостойкость, cBN, керамо-матричные композиты BL-группы.

Література

1. M'Saoubi R., Axinte D., Soo S. L., Nobel Ch., Attia H., Kappmeyer G., Engin S., Sim W.-M. High performance cutting of advanced aerospace alloys and composite materials // CIRP Annals. – 2015. – V. 64, N 2. – P. 557–580.
2. Klocke F. Manufacturing processes 1: turning, milling, drilling. – Springer Science & Business Media, 2011. – 506 p.

3. Costes J.-Ph., Guillet Y. Poulachon G., Dessoly M. Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718 // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2007. – N 7-8. – P. 1081–1087.
4. Gutnichenko O., Bushlya V., Zhou J., Ståhl J.-E. Tool wear and machining dynamics when turning high chromium white cast iron with pcBN tools // *Wear*. – 2017. – V. 390–391. – P. 253–269.
5. Sumiya H., Uesaka S. Satoh S. Mechanical properties of high purity polycrystalline cBN synthesized by direct conversion sintering method // *J. Mater. Sci.* – 2000. – V. 35. – P. 1181–1186.
6. Slipchenko K. V., Petrusha I. A., Stratiichuk D. A., Turkevych V. Z. The Influence of VC–Al Additive on Wear Resistance of cBN-based Composites // *J. Superhard Mater.* – 2018. – V. 40, N 3. – P. 226–227.
7. Bezhenar M. P., Oleinik G. S., Bozhko S. A., Garbuz T.O., Konoval S. M. Structure of composites of the cBN–Al–ZrN system produced by high-pressure sintering // *J. Superhard Mater.* – 2009. – V. 31, N 6. – P. 357–362.
8. Slipchenko K., Turkevich V., Petrusha I., Bushlya V., Ståhl J.-E. Superhard pcBN materials with chromium compounds as a binder // *Procedia Manuf.* – 2018. – V. 25, – P. 322–329.
9. Bushlya, V., Bjerke, A., Turkevich, V. Z., Lenrick, F., Petrusha, I. A., Cherednichenko, K. A., & Ståhl, J. E. On chemical and diffusional interactions between PCBN and superalloy Inconel 718: Imitational experiments // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2019. – V. 39, N 8. – P. 2658–2665.
10. Bushlya V., Gutnichenko O., Zhou, J., Avdovic P., Ståhl J.-E. Effects of cutting speed when turning age hardened inconel 718 with PCBN tools of binderless and low-CBN grades // *Mach. Sci. Technol.* – 2013. – V. 17, N 4. – P. 497–523.
11. Benko E., Wyczęsany A., Bernasik A., Barr T. L., Hoope E. CBN–Cr/Cr₃C₂ composite materials: Chemical equilibria, XPS investigations // *Ceram. Int.* – 2000. – V. 26, N 5. – P. 545–550.
12. Slipchenko K. V., Petrusha I. A., Turkevich V. Z., Stratiichuk D. A., Slipchenko V. M., Bilyavina N. M., Turkevich D. V., Bushlya V. M., Stahl J.-E. The Influence of Sintering Temperature on Phase Composition and Mechanical Properties of cBN-Based Composites with Addition of Vanadium Compounds // *Met. Adv. Technol.* – 2019. – V. 41, N 12. – P. 1559–1610.
13. Slipchenko K., Stratiichuk D., Belyavina N., Turkevich V., Bushlya V., Ståhl J.-E. Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of cBN-Based Cutting Tools with Silicides Compounds as Binder Phase // *Proceedings of the Swedish Production Symposium (SPS2020). Advances in Transdisciplinary Engineering*. 2021. – V. 13. – P. 428–438; doi:10.3233/ATDE200180.
14. Wang P., Li H., Kong J., Yuan R. A WSi₂–HfB₂–SiC coating for ultralong-time anti-oxidation at 1973 K // *Corrosion Science* – 2019. V. 159, N 10, – P. 108–119; <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108119>.
15. Zhang H., Chen P., Yan J., Tang S. Fabrication and wear characteristics of MoSi₂ matrix composite reinforced by WSi₂ and La₂O₃ // *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. – 2004. – V. 22. – P. 271–275.
16. Paul T. R., Mondal M.K., Mallik M. Dry sliding wear response of ZrB₂–20vol.% MoSi₂ composite // *Materials today: Proceedings*. – 2018. – V. 5, N 2, Part 2. – P. 7174–7183; <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.383>.
17. Hu M., Li K., Wang J. Effect of Cr content on the microstructure and thermal properties of ZrSi₂–CrSi₂–SiC multiphase coating for the SiC coated C/C composites // *Ceramics*

- International. – 2016. – V. 42, N 16. – P. 19357–19364; <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.09.108>.
18. Tantry S. P., Ramasesh Sh. K., Lee J.-S., Yano T. Effect of Double Reinforcements on Elevated-Temperature Strength and Toughness of Molybdenum Disilicide // *J. Amer. Ceram. Soc.* – 2004. – V. 87, N 4. P. – 626–632.
19. Yue G., Guo X., Qiao Y. Oxidation resistance and diffusion behavior of $\text{MoSi}_2/\text{WSi}_2/(\text{Nb},\text{X})\text{Si}_2$ compound coating at 1400 °C // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2021. – V. 870. – P. 159498; <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159498>.

Надійшла 26.05.2021

Reference

1. M'Saoubi R., Axinte D., et al. (2015). High performance cutting of advanced aerospace alloys and composite materials. *CIRP Annals*, 64, 2, 557–580.
2. Klocke F. (2011). *Manufacturing processes 1: turning, milling, drilling*. Springer Science & Business Media.
3. Costes J.-Ph., Guillet Y. Poulachon G., & Dessoly M. (2007). Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 7-8, 1081–1087.
4. Gutnichenko O., Bushlya V., Zhou J., & Ståhl J.-E. (2017). Tool wear and machining dynamics when turning high chromium white cast iron with pcBN tools. *Wear*, 390–391, 253–269.
5. Sumiya H., Uesaka S. & Satoh S. (2000). Mechanical properties of high purity polycrystalline cBN synthesized by direct conversion sintering method. *J. Mater. Sci.*, 35, 1181–1186.
6. Slipchenko K. V., Petrusha I. A., Stratiichuk D. A., & Turkevych V. Z. (2018). The Influence of VC–Al Additive on Wear Resistance of cBN-based Composites. *J. Superhard Mater*, 40, 3, 226–227.
7. Bezhenar M. P., Oleinik G. S., Bozhko S. A., et al. (2009). Structure of composites of the cBN–Al–ZrN system produced by high-pressure sintering. *J. Superhard Mater*, 31, 6, 357–362.
8. Slipchenko K., Turkevich V., Petrusha I., et al. (2018). Superhard pcBN materials with chromium compounds as a binder. *Procedia Manuf.*, 25, 322–329.
9. Bushlya, V., Bjerke, A., Turkevich, V. Z., et al. (2019). On chemical and diffusional interactions between PCBN and superalloy Inconel 718: Imitational experiments. *Journal of the European Ceramic Society*, 39, 8, 2658–2665.
10. Bushlya V., Gutnichenko O., Zhou., J., et al. (2013). Effects of cutting speed when turning age hardened inconel 718 with PCBN tools of binderless and low-CBN grades. *Mach. Sci. Technol*, 17, 4, 497–523.
11. Benko E., Wyczesany A., Bernasik A., et al. (2000). CBN–Cr/Cr₃C₂ composite materials: Chemical equilibria, XPS investigations. *Ceram. Int.*, 26, 5, 545–550.
12. Slipchenko K. V., Petrusha I. A., Turkevich V. Z., et al. (2019). The Influence of Sintering Temperature on Phase Composition and Mechanical Properties of cBN-Based Composites with Addition of Vanadium Compounds. *Met. Adv. Technol.*, 41, 12, 1559–1610.
13. Slipchenko K., Stratiichuk D., Belyavina N., et al. (2021). Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of cBN-Based Cutting Tools with Silicides Compounds as Binder Phase. *Proceedings of the Swedish Production Symposium (SPS2020). Advances in Transdisciplinary Engineering*, 13, 428–438.
14. Wang P., Li H., Kong J., & Yuan R. (2019). A $\text{WSi}_2\text{--HfB}_2\text{--SiC}$ coating for ultralong-time anti-oxidation at 1973 K. *Corrosion Science*, 159, 10, 108–119.

15. Zhang H., Chen P., Yan J., & Tang S. (2004). Fabrication and wear characteristics of MoSi₂ matrix composite reinforced by WSi₂ and La₂O₃. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 22, 271–275.
16. Paul T. R., Mondal M.K., & Mallik M. (2018). Dry sliding wear response of ZrB₂-20vol.% MoSi₂ composite. *Materials today: Proceedings* 5, 2, 2, 7174–7183.
17. Hu M., Li K., & Wang J. (2016). Effect of Cr content on the microstructure and thermal properties of ZrSi₂-CrSi₂-SiC multiphase coating for the SiC coated C/C composites. *Ceramics International*, 12, 16, 19357–19364.
18. Tantry S. P., Ramasesh Sh. K., Lee J.-S., & Yano T. (2004). Effect of Double Reinforcements on Elevated-Temperature Strength and Toughness of Molybdenum Disilicide. *J. Amer. Ceram. Soc.*, 87, 4, 626–632.
19. Yue G., Guo X., & Qiao Y. (2021). Oxidation resistance and diffusion behavior of MoSi₂/WSi₂/(Nb,X)Si₂ compound coating at 1400 °C. *Journal of Alloys and Compounds*, 870, 159498.

УДК 622.24.051, 622.156

DOI: 10.33839/2708-731X-24-1-288-296

О.С. Васильчук, аспірант, **А.Л. Майстренко**, чл.-кор. НАН України,
Г.А. Петасюк, д-р техн. наук, **Н.О. Олійник**, **Г.Д. Ільницька**, **О.П. Виноградова**,
А.П. Загора¹, **О.І. Закутевський**², кандидати технічних наук,
Г.А. Базалій, наук. співробітник¹, **М.Ф. Ковтун**, мол. наук. співробітник²

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2, Київ, Україна, 04074, e-mail: oleynik_nonna@ukr.net, otdel9m@ism.kiev.ua

²Інститут сорбції та проблем ендоекології НАН України, вул. Генерала Наумова, 13, Київ, Україна, 03164

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ АБРАЗИВНОЇ СКЛАДОВОЇ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ВСТАВОК З КАМ ДЛЯ ПОРОДОРУЙНІВНОГО ІНСТРУМЕНТУ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОДУКТІВ РУЙНУВАННЯ ГІРСЬКОЇ ПОРОДИ

Виконано дослідження впливу структури композиційного алмазовмісного матеріалу (КАМ) на металевій зв'язці з різною концентрацією і зернистістю абразивної, армівної складової, отриманого методом резистивного електроспікання під тиском до 400 МПа на характеристики шламу при точінні пісковика Торезького родовища. Представлено результати гранулометричного аналізу, хімічного гравіметричного методу, магнітно-фракційного аналізу, системно-аналогового методу, аналізу елементного складу продуктів руйнування гірської породи. Встановлено, що зміна концентрації і зернистості абразивної, армівної складової металічної зв'язки вставки з КАМ корелює зі зміною магнітофракційного і елементного складу. Цей факт дає підставу для розробки методу оцінки зносостійкості композиційного алмазовмісного матеріалу з різним ступенем армування його робочої поверхні з урахуванням зміни хімічного складу шламу.

Ключові слова: функціональні елементи з КАМ, інтенсивність зношування, шлам, питома магнітна сприйнятливність

Ефективність роботи та інтенсивність зношування породоруйнівного алмазовмісного інструменту з вставками з КАМ забезпечується використанням високоміцних термостійких порошків алмазу та відповідних зв'язок [1].