

- proizvoditelei [Study of the properties of chromium-diamond coatings based on detonation nanodiamonds of various manufacturers]. *Sverkhтвердые материалы – J. Superhardmater.*, 2. 43–59 [in Russian].
4. Vashchenko, S.V., Solovieva, Z. A. (1992). Elektroosazhdenie iznosostoikikh khromovykh pokrytii iz elektrolitov s ultradispersnymi almaznymi poroshkami. [Electrodeposition of wear-resistant chromium coatings from electrolytes with ultrafine diamond powders]. *Galvanotekhnika I obrabotka poverkhnosti – Electroplating and surface treatment, Vol.1*, 5–6, 45–48 [in Russian].
 5. Dolmatov, V. Yu., Fujimura, T., Burkat, G. K., Orlova, E. A. & Veretennikova, M. V. (2003). Poluchenie iznosostoikikh khromovykh pokrytii s primeneniem nanoalmazov razlichnoi prirody [Obtaining wear-resistant chromium coatings using nanodiamonds of various genesis]. *Poroshkovaia metallurgiiia – Powder metallurgy*, 42, 587–591 [in Russian].
 6. Tikhonov, K. I., Burkat, G. K., Dolmatov, V. Yu. & Orlova, E. A. (2007). Ispolzovanie almaznoi shikhty v protsesse khromirovaniia [The use of diamond blendin the process of chromium plating]. *Zhurnal prikladnoi khimii – Journal of Applied Chemistry*, 7, 1112–1116 [in Russian].
 7. Izmerenie mikrotverdosti vdavlivaniem almaznykh nakonechnikov [Measurements microhardness by diamond instruments indentation]. (1993). GOST 9450-76. Moscow: Izdatelstvo standartov [in Russian].
 8. Kovenskii, I. M., Povetkin, V. V. (2001). *Ispytaniia galvanicheskikh pokrytii: sprav. izd. [Tests of electroplated coatings: Ref. ed]*. Moscow: Internet Engineering [in Russian].
 9. Orlova, E.A., Alexandrova, G. S., Shoshina, I. A. & Naraev, V. N. (2009). Primenenie kompiuternoi tekhniki dlia snyatiia poliarizatsionnykh krivykh: metod. Ukazaniia [The use of computer technology for taking polarization curves: guidelines]. St. Petersburg: SPbGTI (TU) [in Russian].
 10. Kragelskii, I.V. (1962). *Koeffitsienty treniia: sprav. posobie [The coefficients of friction: handbook]*. Moscow: MASHGIZ.
 11. Panich A. M., Shames A. I., Mogilyansky D., Goren S. D., Dolmatov V. Yu. (2020). Detonation nanodiamonds fabricated from tetryl: Synthesis, NMR, EPR and XRD study. *Diamond & Related Materials, Vol. 108*, 107918.

УДК 621.921.343

DOI: 10.33839/2708-731X-23-1-194-203

Д.А. Стратійчук, канд. техн. наук, **В. З. Туркевич**, академік НАН України,
К. В. Сліпченко, Ю.О. Мельнійчук, Д.В. Туркевич, кандидати технічних наук

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, 04074 м. Київ, вул.
Автозаводська, 2; E-mail:*

СПІКАННЯ, ФІЗИКО-ТЕХНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТА ДТА-ТГ АНАЛІЗ КАРБІДОВМІСНИХ КОМПОЗИТІВ, ОТРИМАНИХ В СИСТЕМАХ cBN-MeC_x-(Al), де Me – Ti, Zr, V, Cr, Ta

За умов високих тисків та температур для систем cBN-MeC_x-(Al), де Me – Ti, Zr, V, Cr, Ta, досліджено процеси фазоутворення, деякі фізико-технічні та термічні характеристики отриманих надтвердих керамоматричних композитів. Методами ДТА-ТГ аналізу на повітрі в температурному інтервалі 200-1300 °С проаналізовано процеси термохімічної деструкції спечених cBN-карбідних матеріалів. Експериментальним шляхом встановлено, що помітні процеси окиснення для всіх надтвердих композитів розпочинаються при $T > 800^{\circ}\text{C}$, супроводжуються екзотермічними ефектами та, зазвичай, набором загальної маси зразка. Окиснення проходить в 2 етапи, починаючи із взаємодії

карбіду *d*- металу з киснем та подальшим окисненням зерен *cBN*. Серед продуктів реакції після термічної обробки зафіксовано V_2O_5 та відповідний вищий оксид карбідоутворюючого металу.

Ключові слова: ДТА-ТГ аналіз, надтверда кераміка, окиснення, термостійкість, *cBN*, керамоматричні композити *VL*- групи.

Керамічні матеріали інструментального призначення, зокрема композити, до складу яких входить кубічний нітрид бору, знаходять широке застосування в металообробній галузі, зокрема при точінні загартованих та нержавіючих сталей, твердих сплавів, чавунів, суперсплавів на основі нікелю тощо [1, 2]. Все це стає можливим, по-перше, завдяки високій твердості та міцності *cBN*-керамік, а також, що найважливіше, високій хімічній інертності *cBN* до сталей та його стійкості до окиснення на повітрі. Так, серед матеріалів, які добре зарекомендували себе при обробці суперсплавів, слід відмітити керамоматричні композити групи *VL*, отримані в системах *cBN* – (*TiC*, *TiN* та *TiCN*) [3]. Рядом робіт було показано, що за умов високошвидкісної чистової обробки (300–600 м/хв.) температура в зоні різання може перевищувати 1000 °С [4], що значною мірою активує хімічні процеси взаємодії між інструментом та оброблюваною деталлю, а також сприяє окисним процесам за участю кисню повітря. Все це, звісно, призводить до дифузійного зносу, зміну геометрії ріжучої кромки та зниження якості і прецизійної точності оброблюваної поверхні [5, 6]. Таким чином, значна хімічна стійкість інструменту до компонентів сталей, а також висока термостійкість інструменту саме на повітрі є одним із головних пріоритетів при створенні нових матеріалів інструментального призначення. Одним із шляхом вирішення даної проблеми є застосування жароміцних добавок [7–9] до *cBN*-керамік, серед яких на особливу увагу заслуговують тугоплавкі карбіди перехідних металів.

В даній роботі розглянуто загальні методи отримання, деякі фізико-технічні характеристики та процеси окиснення на повітрі керамоматричних композитів (групи *VL*) в наступних карбідних системах: *cBN*–*TiC*–(*Al*), *cBN*–*ZrC*–(*Al*), *cBN*–*VC*–(*Al*), *cBN*–*Cr₃C₂*–(*Al*), *cBN*–*TaC*–(*Al*). Вибір об'єктів дослідження пов'язано із тим, що авторами вже було досконало досліджено процеси фазоутворення в даних системах [10], а отримана надтверда кераміка показала високі експлуатаційні характеристики при чистовому точінні високолегованих сталей по типу *Inconel 718* [11].

Роботи з отримання даних надтвердих композитів проведено в ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України на діючому обладнанні. Експерименти здійснено в апараті високого тиску типу «тороїд-30» за сталого тиску 7,7 ГПа в температурному інтервалі ($T_{сп.}$) = 1600–2300 °С. Для всіх систем вихідне співвідношення компонентів було однаковим і становило *cBN* : карбід : (*Al*) як 60:35:(5) % об., а середній розмір зерен кубічного нітриду бору, відповідного карбіду та алюмінію знаходився в межах 1–5 мкм. Незначна добавка алюмінію (*Al*) в даному випадку використана з метою зв'язування залишкового кисню в системі та задля полегшення спікання, дозволяючи протікати процесу частково рідкофазно. Керамоматричні матеріали в роботі виготовлено за класичною порошковою технологією шляхом мокрого (в ізопропиловому спирті) змішування вихідних мікропорошків, вакуумного відпалу шихти із подальшим її компактуванням у сталевих прес-формах. НРНТ-спікання здійснено в графітових нагрівниках з ізотермічною витримкою за заданого тиску та температури упродовж 45 сек. Експерименти відбувались із використанням гартування, в результаті чого були отримані добре сформовані циліндричні зразки, з яких в подальшому виготовлено ріжучі пластини \varnothing 9,52 мм, *h* – 3,18 мм.

Отримана в такий спосіб дрібнозерниста надтверда кераміка інструментального призначення була протестована різними фізичними та фізико-технічними методами, а її основні характеристики наведено в табл. 1. Слід зазначити, що після механічної обробки всі керамічні пластини були безпористими, мали гостру ріжучу кромку та є придатними як ріжучі пластини (групи *VL*) для чистової металообробки.

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

Система	*T _{сп.} , °C	Модуль Юнга, ГПа	Густина г/см ³	Твердість HV50, ГПа	**K _{1C} , МПа·м ^{1/2}
cBN–TiC–(Al)	1800–2000	630±10	3.95	43±0,5	6.5±0,2
cBN–ZrC–(Al)	1750–1950	502±10	4.63	31±0,5	6.0±0,2
cBN–VC–(Al)	1800–2000	640±10	4.23	39±0,5	5.0±0,2
cBN–Cr ₃ C ₂ –(Al)	1800–2000	550±10	4.55	36±0,5	6.0±0,2
cBN–TaC–(Al)	1800–2000	580±10	7.05	35±0,5	5.5±0,2

* (T_{сп.}) – температурний інтервал спікання, за якого зафіксовані найвищі фізико-технічні характеристики.

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

За даними XRD-аналізу (табл. 2), отримані керамічні продукти на 90-95 % об. складаються із cBN та відповідного вихідного карбиду, також зафіксовано утворення незначної кількості α-Al₂O₃, AlN, MeB₂, де Me – карбідоутворюючий елемент. Усі ці фази представлені в незначній (~ 1–4 % об.) кількості та загалом зосереджені в міжзеренному просторі cBN-карбідної матриці.

Таблиця 2. Фазовий склад (в об'ємних %) отриманих cBN-композитів за оціночними даними XRD-аналізу

Система	*T _{сп.} , °C	cBN, % об.	карбід, % об.	борид, % об.	Al ₂ O ₃ , % об.	AlN, % об.
cBN–TiC–(Al)	1800–2000	(57)	TiC(35)	TiB ₂ (3)	(3)	(2)
cBN–ZrC–(Al)	1750–1950	(58)	ZrC(33)	ZrB ₂ (4)	(3)	(2)
cBN–VC–(Al)	1800–2000	(60)	VC(35)	VB ₂ (~1)	(3)	(~1)
cBN–Cr ₃ C ₂ –(Al)	1800–2000	(59)	Cr ₃ C ₂ (34)	CrB ₂ (4)	(2)	(~1)
cBN–TaC–(Al)	1800–2000	(58)	TaC(34)	TaB ₂ (3)	(3)	(2)

* (T_{сп.}) – температурний інтервал спікання, за якого зафіксовано найвищі фізико-технічні характеристики.

Таким чином, керамоматричний композит фактично представлено матрицею, в якій присутні міжзеренні зв'язки за типом: cBN–cBN, cBN-карбід та карбід-карбід, а хімічна взаємодія компонентів носить поверхневий характер, не змінюючи внутрішньозеренний склад вихідних компонентів.

На рис. 1 як приклад наведено залежність густини від T_{сп.} та загальний вигляд мікроструктури отриманого керамоматричного композиту в системі cBN–TaC–(Al). Слід зазначити, що інші досліджені системи характеризуються аналогічною формою кривих спікання, а їх зеренна структура майже ідентична та являє собою систему рівномірно розподілених фаз (матриця/наповнювач) мікронного розміру.

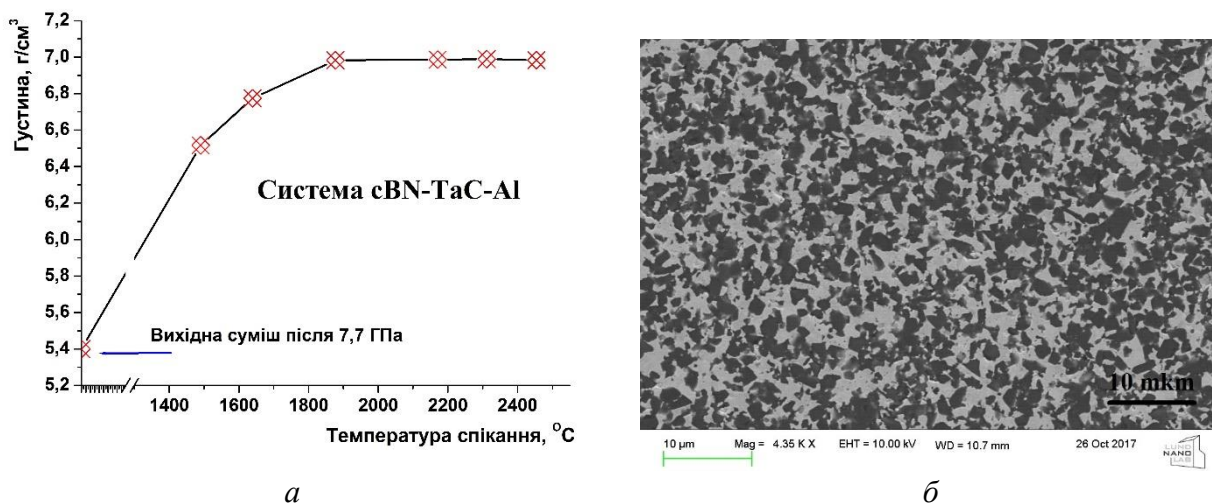


Рис. 1. Типовий приклад залежності густини надтвердої кераміки від $T_{сп}$. (а) та SEM-зображення однорідного за структурою і безпористого композиту, отриманого за $T_{сп} = 2000\text{ }^{\circ}\text{C}$

Дослідження термічних характеристик отриманих керамоматричних композитів проведено на приладі STA 449 C Jupiter (рис. 2), який здатен проводити синхронний термічний аналіз (СТА). Запис сигналів ДТА та ТГ проводився в температурному інтервалі 200–1300 °C, нагрівання здійснено на повітрі із швидкістю 10 град/хв. Задля отримання більш чітких даних окисних процесів дослідження термічних характеристик здійснено для подрібнених керамічних матеріалів.

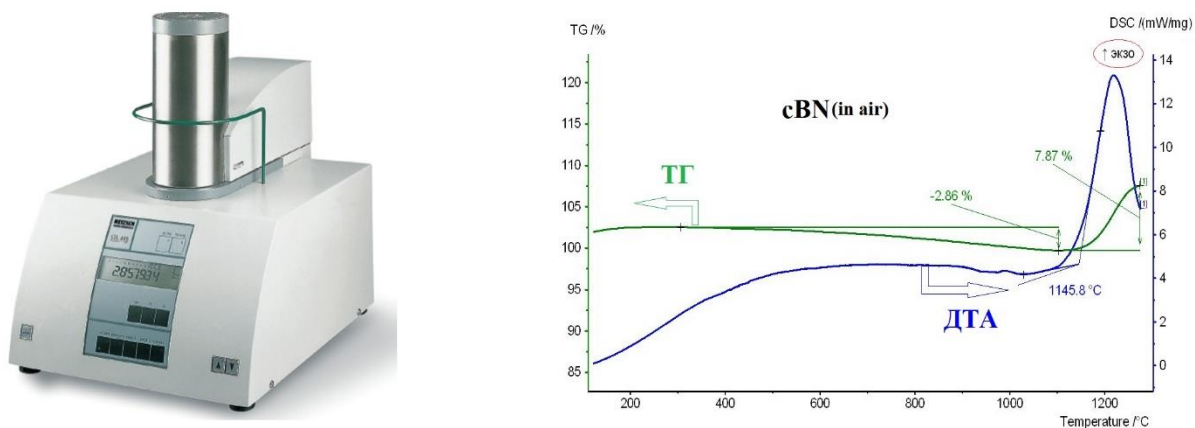


Рис. 2. Загальний вигляд дериватографа STA 449 C Jupiter для проведення синхронного термічного аналізу (СТА) та результати ДТА-ТГ аналізу вихідного мікропорошку cBN

Дроблений продукт являв собою уламки надтвердої кераміки із середнім розміром 1–3 мм без дрібного пилу. На рис. 3 зображено отримані керамічні пластини, дроблена кераміка та загальний вигляд алундового тигля із дослідженим матеріалом.



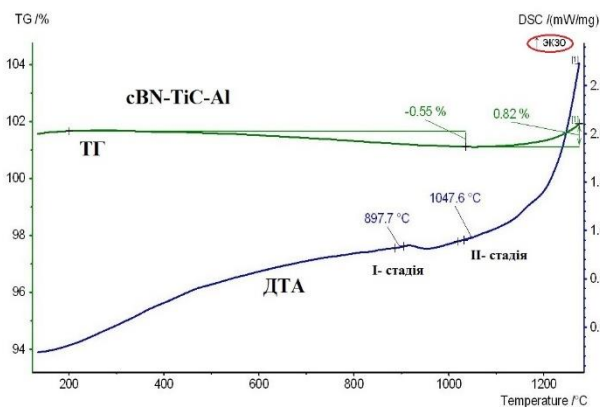
Пластини ⇒ дроблена кераміка ⇒ тигель для ДТА

Рис. 3. Зображення готових ріжучих пластин, отриманої із них дробленої кераміки, та тигель зі зразком перед ДТА-ТГ випробуванням

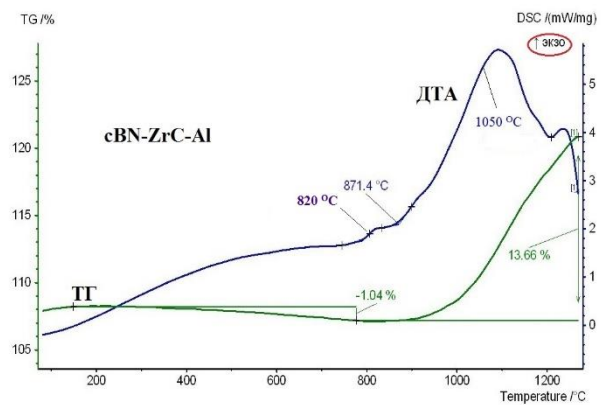
На першій стадії досліджень було проаналізовано вихідний мікропорошок cBN, який за даними XRD- аналізу (табл. 2) складає ~60 % об. отриманих надтвердих матеріалів. Загалом, отримана картина (рис. 2) цілком співпадає із літературними даними, показуючи термічну стабільність cBN на рівні ~1100 °C. Враховуючи, що реакція окиснення кубічного нітриду бору є екзотермічною: $4\text{cBN} + 3\text{O}_2 \Rightarrow 2\text{B}_2\text{O}_3 + 2\text{N}_2 + \text{Q}$ (Дж), та проходить із накопиченням відносно слаболетючого оксиду бору, вочевидь, починаючи із температури ≥ 1100 °C, криві ТГ-ДТА демонструють стрімкий ріст, який сягає свого мах. за $T \sim 1200$ °C.

Надалі авторами було проаналізовано ДТА-ТГ криві керамічних матеріалів в обраних п'яти системах, на яких зафіксовано відповідні екзотермічні окисні процеси в температурному інтервалі 200–1300 °C (рис. 4).

Перше, що слід зазначити – окиснення загалом проходить в 2 етапи, а саме: окиснення відповідного карбіду за температур до 900 °C та наступне окиснення зерен cBN, яке має місце при $T > 1050$ °C. Так, для системи cBN–TiC–Al ми маємо два характерні нахили кривої ДТА: за 897,7 °C, що відповідає окисненню TiC, та за 1047,6 °C, що означає початок окиснення кубічного нітриду бору. Звісно, характер кривих, як і температурний інтервал окиснення для фаз в композиті та в їх вільному стані (поокремо) буде дещо відрізнятися, оскільки композит являє собою суцільну спечену матрицю, в якій зерна одного компонента взаємоперекривають зерна іншого.



а



б

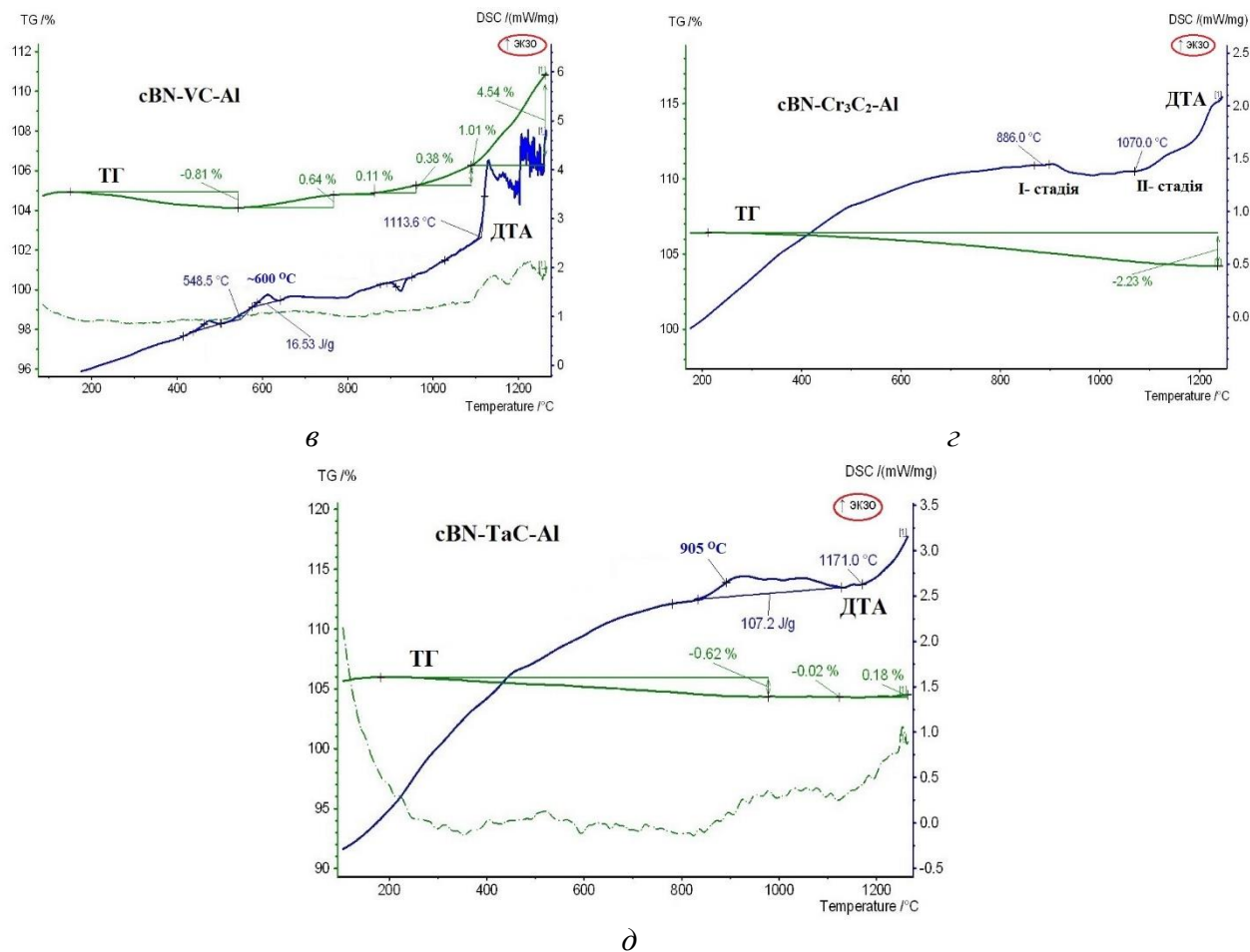


Рис. 4. Результати ДТА-ТГ аналізу для систем: $c\text{BN-TiC-Al}$ (а), $c\text{BN-ZrC-Al}$ (б), $c\text{BN-VC-Al}$ (в), $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ (г) та $c\text{BN-TaC-Al}$ (д)

Для більш наочного демонстрування поетапного окиснення досліджених керамоматричних композитів на рис. 5 наведено ДТА-ТГ криві окиснення карбіду титану та карбіду хрому, отримані для мікропорошків фракції -40 мкм. З наведених даних очевидно, що активна фаза окиснення TiC припадає на температурний інтервал $800\text{--}900$ °С, в той час як Cr_3C_2 завершує окислюватися за 922 °С.

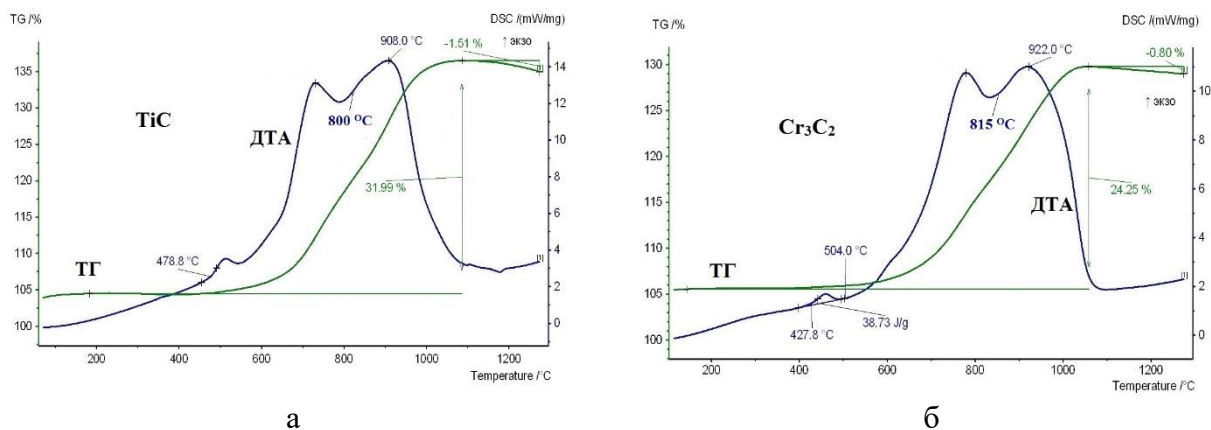
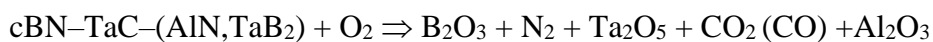
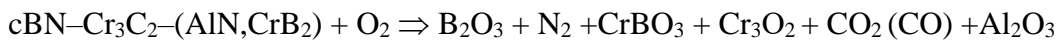
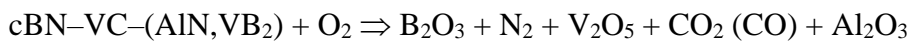
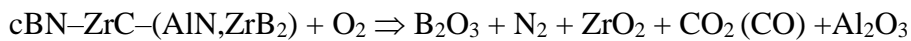
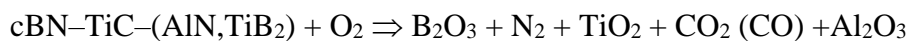


Рис. 5. Порівняльні характеристики ДТА-ТГ кривих для вихідних мікропорошків TiC (а) та Cr_3C_2 (б)

Все це узгоджується із вище наведеними результатами ДТА-ТГ аналізу композитів (рис. 4 а, з), на яких очевидна двоетапна термічна поведінка, і перша температурна точка 897,7 °С (рис. 4 а), звісно, відповідає окисненню карбіду титану. Що стосується кривої ТГ, її характер в даному випадку є результатом протікання паралельно декількох процесів, а саме термодесорбції вологи, окиснення складових керамоматричного композиту, випаровування (у тому числі часткового) продуктів окиснення та ін. Все це ускладнює її інтерпретацію, і, наприклад, для системи сBN–Cr₃C₂–(Al) від’ємне значення ТГ може бути пояснене утворенням летючого CrVO₃, або, можливо, CrO₃. В багатьох випадках позитивна динаміка ТГ- кривої пояснюється накопиченням нелетючих оксидів *d*- елементів та В₂O₃.

Проводячи XRD-аналіз твердих продуктів окиснення, а також виходячи із відомих літературних даних [12] по окисненню карбідів можна записати наступні хімічні реакції, які відображають процеси, що відбуваються під час ДТА-ТГ аналізу:



Оскільки В₂O₃ та відповідний вищий оксид *d*-елементу є слаболетючими компонентами, вони накопичуються на поверхні зразка, утворюючи захисний шар, який значною мірою уповільнює подальше окиснення керамічних матеріалів. Ще одним позитивним «ефектом» сповільнення термодеструкції є порівняно низька Т_{пл.} оксиду бору (480 °С) і утворення ним склоподібної липкої маси, яка щільно вкриває кераміку, закриваючи тим самим доступ повітря.

Висновки

Таким чином, з використанням НРНТ-спікання була отримана безпориста сBN-карбідна кераміка інструментального призначення із високими фізико-технічними характеристиками. Виявлено, що в процесі спікання зерна сBN та відповідного карбіду практично не змінюють свого фазового складу, а незначна частина новоутворених боридів *d*-елементів, як і фаз AlN + Al₂O₃, зосереджена в міжзеренному просторі. Методами ДТА-ТГ аналізу шляхом нагрівання на повітрі встановлено, що процеси окиснення досліджених керамоматричних композитів є двостадійними та на початковій стадії супроводжуються формуванням відповідних вищих оксидів *d*-елементів із подальшим окисненням сBN. За даними дериватографії очевидно, що термостійкість досліджених композитів у першу чергу визначається термостійкістю сBN (~1100 °С), а матеріал, отриманий в системі сBN–VC–(Al), проявляє найгірші термічні показники. Інші системи за показниками термостійкості карбідної фази деякою мірою однакові, а активна фаза окиснення карбіду попадає в температурний діапазон 870–905 °С.

D.A. Stratiichuk, V.Z. Turkevich, K.V. Slipchenko, Yu.O. Melniichuk, D.V. Turkevich

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

SINTERING, PHYSICAL AND TECHNICAL CHARACTERISTICS AS WELL AS DTA-TG ANALYSIS OF CARBIDE-CONTAINING COMPOSITES OBTAINED IN cBN-MeC_x-(Al) SYSTEMS, WHERE Me – Ti, Zr, V, Cr, Ta

Under conditions of high pressures and temperatures for cBN-MeC_x-(Al) systems, where Me – Ti, Zr, V, Cr, Ta, the phase formation processes, certain physical and technical as well as thermal characteristics of the obtained superhard ceramic matrix composites have been studied. According to the results of XRD-analysis data, sintering in these systems leads to the formation of minor amounts borides of d- elements, AlN, Al₂O₃, and the final sintered ceramics are non-porous with high Young modules (500-600 GPa) at a hardness of up to 43 GPa. All materials obtained can be used as cutting inserts for metal working by cutting. Using the DTA-TG analysis in air in the temperature range of 200–1300 °C, the processes of thermal and chemical destruction of sintered cBN-carbide materials have been analyzed. It has been experimentally established that visible oxidation processes for all superhard composites start at T > 800 °C, are accompanied by exothermic effects and, as a rule, a gain in the total mass of the sample. The oxidation proceeds in two stages, starting with the interaction of d-metal carbide with atmospheric oxygen and further oxidation of cBN grains. Among the reaction products after thermal treatment, B₂O₃ and the corresponding higher carbide-forming metal oxide have been registered.

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

Д.А. Стратийчук, В. З. Туркевич, К. В. Слипченко, Ю.А. Мельнийчук, Д.В. Туркевич

Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины

СПЕКАНИЕ, ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ДТА-ТГ АНАЛИЗ КАРБИДОСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ В СИСТЕМАХ cBN-MeC_x-(Al), где Me - Ti, Zr, V, Cr, Ta

В условиях высоких давлений и температур для систем cBN-MeC_x-(Al), где Me- Ti, Zr, V, Cr, Ta, были изучены процессы фазообразования, некоторые физико-технические и термические характеристики полученных сверхтвёрдых керамоматричных композитов. Методами ДТА-ТГ анализа на воздухе в температурном интервале 200–1300 °C проанализированы процессы термохимической деструкции спечённых cBN-карбидных материалов. Экспериментальным путём установлено, что видимые процессы окисления для всех сверхтвёрдых композитов начинаются при T > 800°C, сопровождаются экзотермическими эффектами и, как правило, набором общей массы образца. Окисление проходит в 2 этапа, начинаясь с взаимодействия карбида d-металла с кислородом воздуха и дальнейшим окислением зёрен cBN. Среди продуктов реакции после термической обработки зафиксировано B₂O₃ и соответствующий высший оксид карбидообразующего металла.

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

Література

1. Li Y. et al., Study of high-pressure sintering behavior of cBN composites starting with cBN – Al mixtures // J. Mater. Res. – 2008. – Vol. 23, N 9. – P. 2366–2372.
2. Veprék S., Zeer A., Riedel R. Handbook of ceramic hard materials. – Weinheim: Wiley, 2000. – 527 p.
3. Gutnichenko O., Bushlya V., Zhou J., Stáhl J.-E. Tool wear and machining dynamics when turning high chromium white cast iron with pcBN tools // Wear. – 2017. – Vol. 390–391. – P. 253–269.

4. Slipchenko. K., Turkevich V., Petrusha I., Bushlya V., Ståhl J.-E. Superhard pcBN materials with chromium compounds as a binder // *Procedia Manuf.* – 2018. – Vol. 25. – P. 322–329.
5. Bushlya V., et al. On chemical and diffusional interactions between PCBN and superalloy Inconel 718: Imitational experiments. – *J. Eur. Ceram. Soc.* – 2019. – Vol. 39, N 8. – P. 2658–2665.
6. 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. – Vol. 17, N 4. – P. 497–523.
7. 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. – Vol. 40, N 3. – P. 226–227.
8. Chiou S. Y., Ou S. F., Jang Y. G., Ou K. L. Research on cBN/TiC composites Part1: Effects of the cBN content and sintering process on the hardness and transverse rupture strength. – *Ceram. Int.*, 2013.
9. Benko E., Stanislaw J. S., Królicka B., Wyczesany A., Barr T. L. CBN-TiN, cBN-TiC composites: Chemical equilibria, microstructure and hardness mechanical investigations // *Diam. Relat. Mater.* – 1999. – Vol. 8, N 10. – P. 1838–1846.
10. Сліпченко К.В., канд. дисс Закономірності формування структури та властивостей композитів інструментального призначення на основі кубічного нітриду бору з зв'язками з карбідів і нітридів хрому та ванадію: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01. – Київ, 2018.
11. Czan A., Sajgalik M., Holubjak J., Zauskova L., Czanova T., Martikan P. Identification of Temperatures in Cutting Zone when Dry Machining of Nickel Alloy Inconel 718 // *Procedia Manuf.* – 2017. – Vol. 14. – P. 66–75.
12. Самсонов Г. В. и др. Анализ тугоплавких соединений. – М.: Металлургиздат, 1962. – 256 с.

Надійшла 25.06.20

Reference

1. Li, Y., et al. (2008). Study of high-pressure sintering behavior of cBN composites starting with cBN–Al mixtures. *J. Mater. Res.*, Vol. 23, 9, 2366–2372.
2. Veprek, S., Zeer, A., & Riedel, R. (2000) *Handbook of ceramic hard materials*. Weinheim: Wiley.
3. 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*, Vol. 390–391, 253–269.
4. Slipchenko, K., Turkevich, V., Petrusha, I., et al. (2018). Superhard pcBN materials with chromium compounds as a binder. *Procedia Manuf.*, Vol. 25, 322–329,
5. Bushlya, V., et al. (2019). On chemical and diffusional interactions between PCBN and superalloy Inconel 718: Imitational experiments. *J. Eur. Ceram. Soc.*, Vol. 39, 8, 2658–2665.
6. 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.*, Vol. 17, 4497–523,
7. 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.*, Vol. 40, 3, 226–227.

8. Chiou, S. Y., Ou, S. F., Jang, Y. G., & Ou K. L. *Research on cBN/TiC composites Part I: Effects of the cBN content and sintering process on the hardness and transverse rupture strength*. Ceram. Int., 2013.
9. Benko, E., Stanislaw, J. S., Królicka, B., et al. (1999). CBN-TiN, cBN-TiC composites: Chemical equilibria, microstructure and hardness mechanical investigations. *Diam. Relat. Mater.*, Vol. 8, 10, 1838–1846.
10. Slipchenko, K.V. (2018). Zakonomernosti formirovaniy struktury ta vlastivostey kompozitov instrumentalnogo priznacheny na osnovi kubichnogo nitride bora z zvyazkamy z karbidiv I nitridyv hromu ta vanadiu. *Candidate's thesis* [in Ukrainian].
11. Czan, A., Sajgalik, M., Holubjak, J., et al. (2017). Identification of Temperatures in Cutting Zone when Dry Machining of Nickel Alloy Inconel 718. *Procedia Manuf.*, Vol. 14, 66–75.
12. Samsonov, G. V., et al. (1962) *Analiz tugoplavkikh soedineniy [Analysis of refractory compounds]*. Moskwa: Metalurgizdat [in Russian].

УДК 678.5/6. (075.8)

DOI: 10.33839/2708-731X-23-1-203-209

А.П. Возняковский, д-р хим. наук; **А.Ю. Неверовская**, канд. хим. наук¹;
А.А. Возняковский, асп.²; **А.П. Карманов**³, **И.В. Шугалей**⁴, доктора химических наук

¹Научно-исследовательский институт синтетического каучука им. С.В. Лебедева,
198035 Санкт-Петербург, Россия

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия

³Институт биологии Коми НЦ УрО РАН, г. Сыктывкар, Россия

⁴Санкт-Петербургский технологический институт (Технический университет),
Московский пр., 26, Санкт-Петербург, 190013 Россия; e-mail: voznar@mail.ru

НЕТРАДИЦИОННЫЕ ИСТОЧНИКИ ПОЛУЧЕНИЯ 2D-НАНОУГЛЕРОДОВ. 1. КАРБОНИЗАЦИЯ БОРЩЕВИКА СОСНОВСКОГО

В настоящей работе изучена возможность карбонизации биомассы борщевика Сосновского в условиях процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Комплексом взаимодополняющих методов спектрального анализа (Рамановская спектроскопия, рентгеновская дифрактометрия), дополненных данными электронной микроскопии, было показано, что по своим морфометрическим параметрам частицы полученного карбонизированного продукта соответствуют 2D-нанолуглероду в виде графеновых нанопластин.

Ключевые слова: Борщевик Сосновского, карбонизация, процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, 2D-нанолуглерод, графеновые нанопластины.

Введение

Борщевик Сосновского – опасный агрессивный сорняк, захватывающий огромные площади на территории России и других государств Европейского континента, обедняющий почвы и наносящий колоссальный вред агроэкосистемам. Помимо урона культурному земледелию, борщевик Сосновского обедняет и естественные экосистемы, как дикорастущий сорняк-агрессор, легко вытесняет традиционные виды растений. Практически повсеместно у борщевика Сосновского в экосистемах нет конкурентов, он не подвержен действию вредителей и болезней, что приводит к его неконтролируемому агрессивному