

Д. А. СТРАТІЙЧУК, О. С. ОСИПОВ, К. В. СЛІПЧЕНКО, В. З. ТУРКЕВИЧ

**ВИВЧЕННЯ ФАЗОУТВОРЕННЯ В СИСТЕМАХ $Nb-Cr-C_{ALM}$, $Ta-Cr-C_{ALM}$,
 $Zr-Nb-C_{ALM}$ ТА $V-Cr-C_{ALM}$ В УМОВАХ ПРОСОЧЕННЯ КРЕМНІЄМ**

В роботі розглянуто процеси рідкофазного спікання в системах: $Nb-Cr-C_{ALM}-(Si)$, $Ta-Cr-C_{ALM}-(Si)$, $Zr-Nb-C_{ALM}-(Si)$, та $V-Cr-C_{ALM}-(Si)$ в умовах високих тисків (7,7 ГПа) та температур (1600-2200 °C) з метою отримання високоміцних термостабільних алмазовмісних композитів. За даними XRD- аналізу та просвічуючої електронної мікроскопії встановлено, що процеси фазоутворення між алмазними зернами, карбідами перехідних металів та рідким кремнієм повною мірою протікають в температурному інтервалі 1900-2000 °C, а хімічна взаємодія має місце лише між зернами C_{ALM} та Si(рід.). Показано, що композити отримані в Ta - та Zr - вмісних системах характеризуються найбільш високими показниками твердості та термостійкості, а отримані керамічні матеріали після їх металізації можуть бути використанні в якості активних елементів в правлячому і буровому інструменті, при камнеобробці, а також є перспективним їх використання як ріжучих пластин при токарній обробці мідних сплавів, силіцизованих графітів, тощо.

Ключові слова: високі тиски, надтверда кераміка, алмаз, подвійні карбіди.

В работе рассмотрены процессы жидкофазного спекания в системах: $Nb-Cr-C_{ALM}-(Si)$, $Ta-Cr-C_{ALM}-(Si)$, $Zr-Nb-C_{ALM}-(Si)$, та $V-Cr-C_{ALM}-(Si)$ в условиях высоких давлений (7,7 ГПа) и температур (1600-2200 °C) с целью получения высокопрочных термостабильных алмазосодержащих композитов. По данным XRD - анализа и просвечивающей электронной микроскопии установлено, что процессы фазообразования между алмазными зернами, карбидами переходных металлов и жидким кремнием в полной мере протекают в температурном интервале 1900-2000 °C, а химическое взаимодействие имеет место лишь между зернами C_{ALM} и Si(жид.). Показано, что полученные композиты в Ta - и Zr - содержащих системах характеризуются наиболее высокими показателями твердости и термостойкости, а полученные керамические материалы после их металлизации могут быть использованы в качестве активных элементов в правящем и буровом инструменте, при камнеобрабатывающие, а также является перспективным их использование в качестве режущих пластин при токарной обработке медных сплавов, силіцизованих графітов, и т.д.

Ключевые слова: высокие давления, сверхтвёрдая керамика, алмаз, двойные карбиды.

The paper present the results of study of liquid phase sintering process in systems: $Nb-Cr-C_{DIAM}-(Si)$, $Ta-Cr-C_{DIAM}-(Si)$, $Zr-Nb-C_{DIAM}-(Si)$, and $V-Cr-C_{DIAM}-(Si)$ under high pressure (7,7 GPa) and high temperature (1600-2200°C) in order to obtain high-strength and heat-stable diamond composites. Results of XRD- analysis and transmission electron microscopy have shown that the processes of phase formation between diamond grains, transition metal carbides and liquid silicon completely proceeding in the temperature range 1900-2000 °C, chemical interaction occurs only between the grains of C_{DIAM} and Si(liquid). It is shown that the composites obtained in Ta - and Zr - containing systems are characterized by the high levels of hardness and heat resistance. Ceramic materials which obtained after metallization may be used as the active elements in ruling and drilling tools for stone treatment. They also are promising for usage as the inserts for turning of the copper alloys, siliconized graphites, etc..

Keywords: high pressure, superhard ceramics, diamond, dicarbides.

Вступ. Сучасне матеріалознавство керамічних матеріалів поєднує в собі значний досвід багатьох десятиліть та спрямоване на пошук нових сполук, способів їх консолідації з метою отримання матеріалів які б задовольнили високотехнологічні потреби промисловості сьогодення. Як відомо алмазовмісні керамічні матеріали мають дуже широкий спектр застосування, а методики їх отримання в переважній більшості включають в собі рідкофазне спікання вихідних алмазних мікропорошків із хімічно активними добавками в умовах високих тисків (4,5-6 ГПа) та температур [1, 2]. В такий спосіб вже в промислових масштабах отримують ріжучі пластини в системах; алмаз-кобальт, алмаз-кремній, то алмаз-карбонати s,p – елементів [3-5]. Дані матеріали широко використовують в буровому та правлячому інструменті, при деревообробці та точінні мідних сплавів і силіцизованих графітів. Серед основних недоліків алмазовмісних керамічних матеріалів є їх відносно невисока термічна стійкість, що напряму пов'язано із взаємодією алмазу із киснем повітря, а також зворотнім фазовим переходом $C_{ALM} \Rightarrow C_{Gr}$ [3-5]. Також слід відзначити їх невисоку тріщиностійкість яка не перевищує 8-9 МПа · м^{1/2} для систем які не містять металічної зв'язуючої фази [6].

Всі ці фактори негативно впливають на собівартість робіт коли необхідна висока швидкість обробки при незмінній якості оброблюваної поверхні, а в випадку бурового інструменту без заміни бурового долота.

Мета роботи. В представлений роботі розглянуто процеси спікання алмазовмісних композитів в системах: $Nb-Cr-C_{ALM}-(Si)$, $Ta-Cr-C_{ALM}-(Si)$, $Zr-Nb-C_{ALM}-(Si)$, та $V-Cr-C_{ALM}-(Si)$ в умовах високих тисків та температур з метою отримання високоміцних термостійких композитів. Всі експериментальні роботи проведені в ІНМ ім. В.М. Бакуля (м. Київ), деякі фізичні та фізико-механічні характеристики досліджено при участі Лундського Університету (м. Лунд, Швеція). Робота виконана в рамках Міжнародного проекту № 689279, Project Flintstone 2020, Program Horizon 2020.

Методика проведення експериментів.

Експерименти із рідкофазного спікання в вищезазначених системах виконано в апараті високого тиску типу “тороїд-30” на пресовій установці ДО 044 зусиллям 20 МН. Перед проведенням високотемпературних експериментів комірка високого тиску (КВТ) була прокалібрована по відповідним p,T -параметрам. Для градування за тиском використано

відомі фазові переходи в вісмуті (2,55 та 7,7 ГПа при $T = 293$ К), а залежність температури в КВТ від потужності струму в ланцюгу нагріву отримана шляхом прямого введення Pt/Pt-10 % Rh термодари в реакційне середовище.

Також для отримання одночасно достовірних значень тиску та температури використано контактне плавлення в системі Mo-C ($p = 7,7$ ГПа, $T = 2200$ °C), фазовий перехід в системах: cBN $\Rightarrow$ hBN ($p = 7,7$ ГПа, $T = 2200$ °C), $C_{\text{АЛМ.}}(\text{Co}) \Rightarrow C_{\text{ГР.}}$ ($p = 7,7$ ГПа, $T = 2200$ °C).

В якості вихідних компонентів для проведення експериментів були використані: алмазні синтетичні мікропорошки (АСМ) зернистістю 28/20 мкм, порошок кремнію чистотою 99,9 %, а також інструментальні мікропорошки подвійних карбідів: $Nb_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$, $Ta_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$, $Zr_{0.33}Nb_{0.66}C_{0.92}$, $V_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$ із середнім розміром зерна 1-3 мкм.

Використовуючи планетарний змішувач марки PULVERISETTE 6 Fritsch (Si_3N_4 - камера стакану) в середовищі ізопропілового спирту були приготовлені 4 типи вихідних гомогенних сумішей:

$C_{\text{АЛМ.}} + Nb_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$ (5-40 % об.)

$C_{\text{АЛМ.}} + Ta_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$ (5-40 % об.)

$C_{\text{АЛМ.}} + Zr_{0.33}Nb_{0.66}C_{0.92}$ (5-40 % об.)

$C_{\text{АЛМ.}} + V_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$ (5-40 % об.)

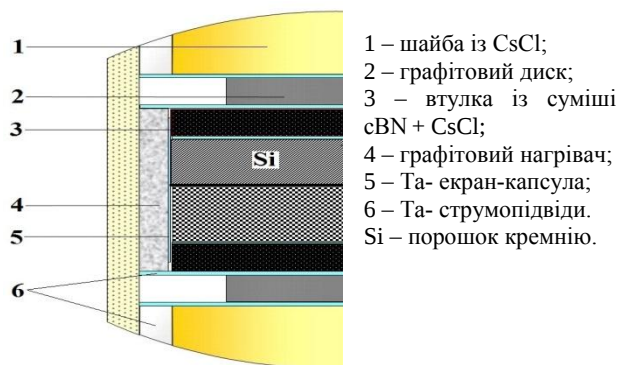


Рис. 1 – Схема спорядження КВТ для проведення рідкофазного спікання в системах $C_{\text{АЛМ.}}$ – подвійний карбід – Si.

В подальшому отримані в такий спосіб вихідні суміші компактувалися в сталевих прес-формах та розмішувалися в центральній частині КВТ (рис. 1). Експерименти проводилися в захисній Ta капсулі-екрані, в умовах просочування кремнієм який розмішувався безпосередньо над відповідною



Рис. 2 – Загальний вигляд КВТ після дії високого тиску та температури: (1) зразок в Ta- капсулі, (2) захисна втулка із суміші cBN + CsCl; (3) графітовий нагрівач та отримана керамічна пластина.

вихідною сумішшю.

В результаті одночасної дії високого тиску 7,7 ГПа та температури 1600-2200 °C (що спричиняло швидке плавлення кремнію та просочення цим розплавом пористої пресовки) були отримані керамічні зразки циліндричної форми $\varnothing 9,52$ мм, $h = 3,18$ мм із яких були виготовлені високоякісні шліфи для подальших досліджень.

Результати експериментів та їх обговорення.

Згідно результатів XRD- аналізу (рентгенівська установка Stoe Stadi MP, фільтроване Cu α - випромінювання $\lambda = 1,54$ Å) всі отримані зразки не залежно від умов отримання та складу вихідної суміші складаються із: $C_{\text{АЛМ.}}$, SiC та відповідного подвійного карбиду. Таким чином загально протікаючий процес в системі можна виразити наступної хімічною схемою:

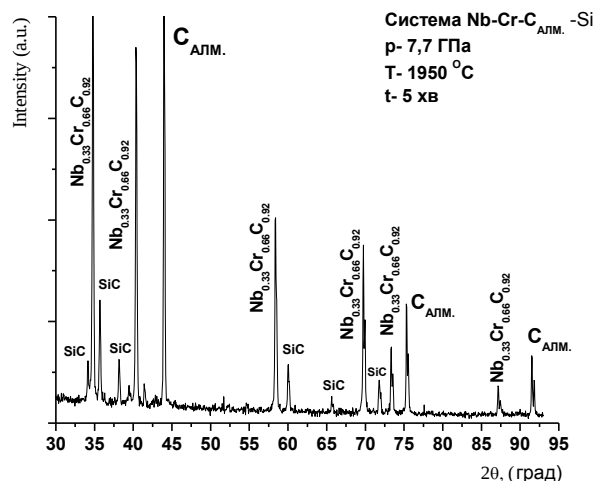
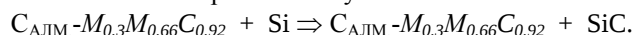


Рис. 3 – Результати XRD-аналізу композиту отриманого в системі Nb-Cr- $C_{\text{АЛМ.}}$ – Si (15 % об. $Nb_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$).

Проводячи ретельний XRD-аналіз фаз подвійних карбідів в структурі композиту не було виявлено їх хімічної взаємодії із кремнієм, а також не зафіксовано їх термічного розкладу на вихідні карбіди. На рис. 3 наведена типова рентгенограма матеріалу отриманого в системі Nb-Cr- $C_{\text{АЛМ.}}$ – Si де об. частка вихідного подвійного карбиду $Nb_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$ складала 15 %. Рентгенограми отримані в інших системах мають аналогічний вигляд із відповідними рефлексами вихідних подвійних карбідів.

Аналізуючи отримані композити методами скануючої (BS-340 що укомплектовано енергодисперсійним аналізатором рентгенівських спектрів Link-860) та просвічуючої мікроскопії (ПЕМ-У) показано, що матеріал складається із вихідних алмазних зерен які зцементовані між собою фазою SiC, а зерна відповідного подвійного карбиду рівномірно та ізольовано зосереджені в цій матриці, як навколо зерен алмазу так і в між алмазному просторі. В матеріалі наявні прямі точкові міжалмазні контакти, а також практично відсутні контакти між зернами

подвійних карбідів. Утворена внаслідок хімічної взаємодії між алмазним вуглецем та рідким кремнієм фаза SiC має міцну границю із алмазними зернами, що робить матеріал високоміцним та зносостійким.

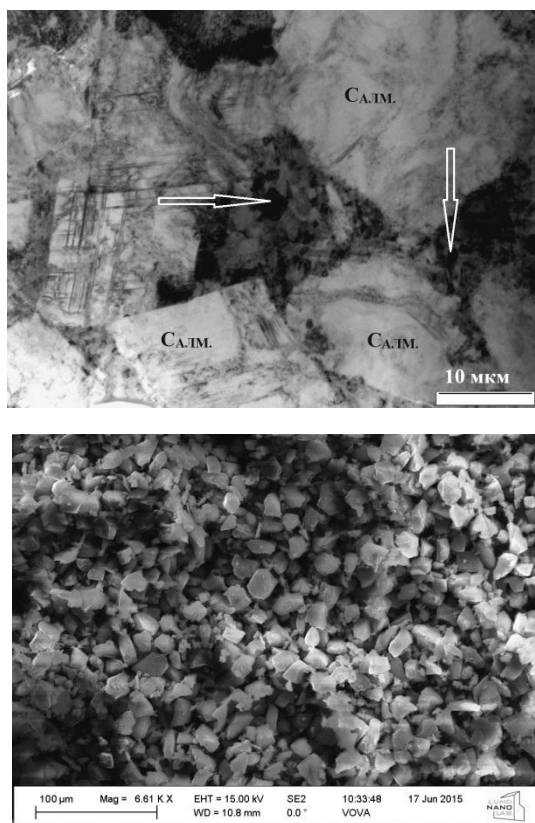


Рис. 4 – Результати електрон-мікроскопічного аналізу композиту отриманого із системи $Ta-Cr-C_{ALM} - Si$ (15 % об. $Ta_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$).

Також наявність дрібнодисперсних включень термостійких подвійних карбідів додатково захищає алмазні зерна від окиснення, та підвищує загальну тріщиностійкість матеріалу за рахунок збільшення довжини магістральної тріщини та дисипації її енергії.

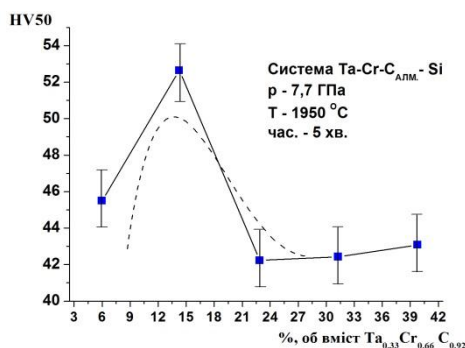


Рис. 5 – Залежність твердості за Вікерсом для отриманої кераміки від % вмісту подвійного карбиду.

На рис. 4 наведені результати електро-мікроскопічних досліджень на прикладі композиту із системи $Ta-Cr-C_{ALM} - Si$ (15 % об. $Ta_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$)

Світлим стрілками показано міжзерений простір. Вивчаючи фізико-механічні характеристики (ERNST Leitz GMBH Wetzlar Germany навантаження до 5 кг (HV50) отриманих матеріалів було показано наступне: в залежності від кількості подвійного карбиду в вихідній суміші показники твердості, тріщиностійкості та пружних модулів спочатку збільшуються, а після досягнення 15-17 % об. відбувається досить швидке їх зниження (рис. 5).

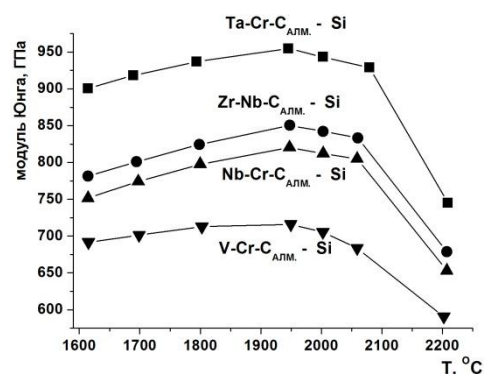


Рис. 6 – Залежність Модуля Юнга для отриманої кераміки від температури спікання.

Виходячи із структурних досліджень це явище має наступне пояснення: додавання значної частини подвійного карбиду (більше 15 % об.) призводить до зменшення поверхні контактів алмаз-SiC-алмаз, та точкових контактів алмаз-алмаз, розбавлення структури порівняно низько-модульною добавкою та формування композиту в якому значна його об'ємна доля належить SiC та відповідному подвійному карбиду. Таким чином експериментально було встановлено, що саме ~ 15 об. % подвійного карбиду в вихідній суміші дозволяє заповнити достатньою мірою алмазний міжзерений простір, суттєво не знижуючи при цьому поверхню контактів алмаз-SiC-алмаз, що призводить до формуванню композиту який поєднує в собі високу твердість, тріщиностійкість та термостійкість.

Аналізуючи залежність фізико-механічних характеристик (модуль Юнга) від температури спікання (рис. 6), було показано, що формування високоміцних композитів відбувається в широкому температурному інтервалі 1600-2000 °C. Міцносні характеристики дещо підвищуються із температурою спікання та мають тенденцію до зниження при $T > 2000-2050$ °C. Експериментально було встановлено, що для даних систем та вибраних тисків (7,7 ГПа) оптимальною температурою спікання є 1950 °C. Саме при даній температурі повною мірою протікають всі хімічні процеси в системі, а графітизація C_{ALM} та розклад подвійних карбідів носять лише локальний характер і суттєво не знижують загальної міцності кераміки. Підвищення температури спікання до 2100-2200 °C призводить до обвальної графітизації алмазних зерен та стрімкого падіння міцносних характеристик.

В таблиці 1 наведені основні характеристики отриманих матеріалів.

Таблиця 1 – Фізико-механічні характеристики отриманих композитів

$Ta_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$	$Zr_{0.33}Nb_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$
Модуль Юнга 950 ГПа	Модуль Юнга 847 ГПа
HV50 = 52 ГПа $K_{IC} = 10,2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$	HV50 = 51 ГПа $K_{IC} = 9,3 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$
$\rho, \text{ г/см}^3 = 4,61$	$\rho, \text{ г/см}^3 = 4,12$
Термостійкість, °C ~ 1 270	Термостійкість, °C ~ 1 210
$Nb_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$	$V_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$
Модуль Юнга 821 ГПа	Модуль Юнга 713 ГПа
HV50 = 47 ГПа $K_{IC} = 7,2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$	HV50 = 43 ГПа $K_{IC} = 5,9 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$
$\rho, \text{ г/см}^3 = 7,19$	$\rho, \text{ г/см}^3 = 5,03$
Термостійкість, °C ~ 1 950	Термостійкість, °C ~ 950

Аналізуючи дані ДТА-ТГ аналізу (Q-1500 System Paulik (Hungary) було показано зменшення термостійкості в ряду Ta, Zr, Nb, V - похідних, що в свою чергу пов'язано із значеннями термостійкості відповідних подвійних карбідів. На рис. 7 наведена типова термограма окиснення на повітрі найбільш термостійкого Ta - вмісного матеріалу, згідно якої починаючи із температур 1270 °C зразок починає втрачати масу із одночасним екзотермічним ефектом.

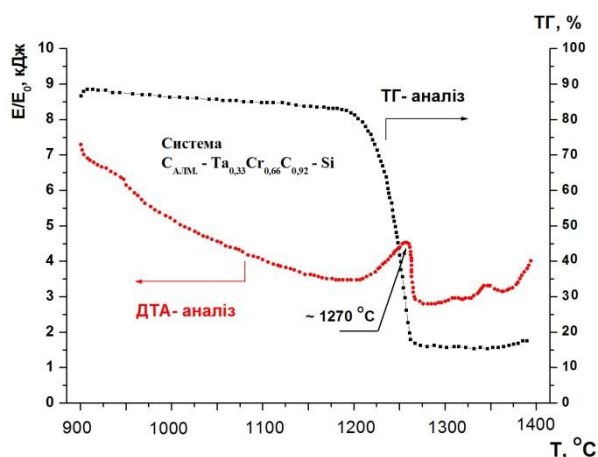
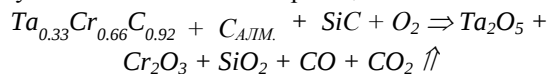


Рис. 7 – Данні термогравіметричного аналізу для композиту отриманого в системі $Ta-Cr-C_{ALM.} - Si$.

Досліджуючи поведінку отриманих композитів під час їх нагрівання було виявлено наступне: початок втрати маси матеріалу зумовлений окисненням (горінням) алмазної складової що супроводжується екзотермічним ефектом, при подальшому нагріванні вже значною мірою включаються процеси окиснення подвійних карбідів що призводить до початку повної

деструкції матеріалу. Процес окиснення найбільш термостійкого композиту який складається із фаз $C_{ALM.}$, $Ta_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92}$, та SiC можна зобразити наступною схемою хімічної реакції:



Наведені на рис. 7 данні гравіметричного аналізу для Ta - вмісного композиту характерні і для інших отриманих композитів. Для ванадій- вмісної кераміки температура початку окиснення знаходиться значно нижче, а характер термо- ефекту носить більш різкий характер, що пов'язано із швидким окисненням нестійкого карбіду ванадію з утворення летючого та легкоплавкого (680 °C) V_2O_5 .

Для визначення експлуатаційних характеристик отриманих композитів були проведені тестові випробування на зносостійкість при правці корундового круга та при струганні кварцового піщаника (прохід 200 м, глибина різання 1 мм).

Таблиця 2 – Фізико-технічні характеристики отриманих керамічних матеріалів

Правка корундового круга, мг/кГ		
система	$Ta_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$	3,3
	$Nb_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$	4,2
	$Zr_{0.33}Nb_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$	3,9
	$V_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$	8,7
Обробка кварцового піщаника, (знос, мм)		
система	$Ta_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$	0,24
	$Nb_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$	0,34
	$Zr_{0.33}Nb_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$	0,29
	$V_{0.33}Cr_{0.66}C_{0.92} + C_{ALM.} + Si$	0,97

Згідно табл. 2 найменші втрати при правці корундового круга (3,3 мг/кГ) та найменша площадка зносу (0,24 мм) належать Ta - вмісним похідним, що узгоджується із попередніми даними фізико-механічних характеристик.

Висновки.

Таким чином проаналізувавши експериментальні данні можна зробити наступні висновки: внаслідок просочування кремнієм сумішей мікропорошків алмазу та подвійного карбіду були отримані високоміцні термостійкі композити інструментального призначення. За даними електронної мікроскопії та XRD- аналізу керамічні продукти складаються із $C_{ALM.}$, відповідного подвійного карбіду та SiC який утворився внаслідок хімічної взаємодії між алмазним вуглецем та рідким кремнієм. Прямих містків алмаз-алмаз із утворенням суцільної матриці не виявлено, також не підтверджена взаємодія між кремнієм та подвійним карбідами. Загалом структура представлена зернами алмазу які знаходяться в міцному оточенні більш дрібної фази подвійного карбіду, а міжзерний простір заповнено жароміцною фазою карбіду кремнію. Найбільш високі фізико-механічні характеристики притаманні для Ta - вмісного композиту, а також для матеріалу

отриманого в системі $Zr-Nb-C_{ALM} - Si$. Отримані надтверді термостійкі алмазовмісні композити після їх металізації (Cu) можуть бути використанні в якості активних елементів в правлячому і буровому інструменті, та при каменеобробці. Також є перспективним їх використання як ріжучих пластин при токарній обробці мідних сплавів, силіцизованих графітів, тощо.

Список літератури

1. *Mlungwane K.* The development of a diamond-silicon carbide composite material / K. Mlungwane, I.J. Sigalas, M. Hermann // *Industrial diamond Review.* – 2005. – №4. – P. 62-65.
2. *Zhao J.* Enhancement of fracture toughness in nanostructured diamond-SiC composites / J. Zhao, L. Qian, C. Daemen. // *Appl. Phys. Lett.* – 2004. – 84. – P. 1356-1361.
3. *Haikuo Wang.* Nanostructured diamond-TiC composites with high fracture toughness / *Haikuo Wang, Duanwei He* // *J. of Appl. Physics.* – 2013. – V.113. – P. 043505-(1)- 043505-(4).
4. *Rudy E.* Constitution of Ternary Titanium-Tungsten-Carbon Alloys / E. Rudy // *J. Less-Common Met.* – 1984. – Vol.33. – P. 245-273.
5. Scott D. The history and Impact of synthetic diamond cutters and diamond enhanced insert on the oil and gas Industry // *Ind. Diamond Rev.* – 2006. – V1., – P. 48-55.

6. Hong S., Akaishi M., Yamaoka H. High-Pressure synthesis of heat-resistant diamond composite using a diamond- $TiC_{0.6}$ powder mixture // *J.Am.Ceram.Soc.* – 1999. – 82(9). – P. 2497–2501.

References (transliterated)

1. *Mlungwane K.* The development of a diamond-silicon carbide composite material / K. Mlungwane, I.J. Sigalas, M. Hermann // *Industrial diamond Review.* – 2005. – №4. – P. 62-65.
2. *Zhao J.* Enhancement of fracture toughness in nanostructured diamond-SiC composites / J. Zhao, L. Qian, C. Daemen. // *Appl. Phys. Lett.* – 2004. – 84. – P. 1356-1361.
3. *Haikuo Wang.* Nanostructured diamond-TiC composites with high fracture toughness / *Haikuo Wang, Duanwei He* // *J. of Appl. Physics.* – 2013. – V.113. – P. 043505-(1)- 043505-(4).
4. *Rudy E.* Constitution of Ternary Titanium-Tungsten-Carbon Alloys / E. Rudy // *J. Less-Common Met.* – 1984. – Vol.33. – P. 245-273.
5. Scott D. The history and Impact of synthetic diamond cutters and diamond enhanced insert on the oil and gas Industry // *Ind. Diamond Rev.* – 2006. – V1., – P. 48-55.
6. Hong S., Akaishi M., Yamaoka H. High-Pressure synthesis of heat-resistant diamond composite using a diamond- $TiC_{0.6}$ powder mixture // *J.Am.Ceram.Soc.* – 1999. – 82(9). – P. 2497–2501.

Надійшла (received) 25.05.16

Бібліографічні описи / Библиографические описания / Bibliographic descriptions

Вивчення фазоутворення в системах $Nb-Cr-C_{ALM}$, $Ta-Cr-C_{ALM}$, $Zr-Nb-C_{ALM}$ та $V-Cr-C_{ALM}$ в умовах просочення кремнієм // Д. А. Стратійчук, О. С. Осіпов, К. В. Сліпченко, В. З. Туркевич // Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Хімія, хімічна технологія та екологія. – Х.: НТУ «ХПІ», 2016. – № 22 (1194). – С. 188-193. – Бібліогр.: 6 назв. – ISSN 2079-0821.

Изучение фазообразования в системах $Nb-Cr-C_{ALM}$, $Ta-Cr-C_{ALM}$, $Zr-Nb-C_{ALM}$ и $V-Cr-C_{ALM}$ в условиях пропитки кремнием // Д. А. Стратийчук, А. С. Осипов, К. В. Слипченко, В. З. Туркевич // Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Хімія, хімічна технологія та екологія. – Х.: НТУ «ХПІ», 2016. – № 22 (1194). – С. 188-193. – Бібліогр.: 6 назв. – ISSN 2079-0821.

The study of phase formation in the systems $Nb-Cr-C_{DIAM}$, $Ta-Cr-C_{DIAM}$, $Zr-Nb-C_{DIAM}$ and $V-Cr-C_{DIAM}$ in conditions of silicon impregnation // D. A. Stratiichuk, A. S. Osipov, K. V. Slipchenko, V. Z. Turkevych // Bulletin of NTU “KhPI”. Series: Chemistry, chemical technology and environment. – Kharkov: NTU “KhPI”, 2016. – № 22. – P.188-193. – Bibliogr.: 6. – ISSN 2079-0821.

Відомості про авторів / Сведения об авторах / About the Authors

Стратійчук Денис Анатолійович – кандидат технічних наук, с.н.с., Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, м. Київ; тел.: (044) 379-14-46; e-mail: Strat1@yandex.ua.

Стратийчук Денис Анатольевич – кандидат технических наук, с.н.с., Институт Сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев; тел.: (044) 379-14-46; e-mail: Strat1@yandex.ua.

Stratiichuk Denys Anatoliyovych – Candidate of Engineering Sciences (Ph.D), V. Bakul Institute for Superhard Materials of the National Academy of Sciences of Ukraine; tel.: (044) 379-14-46; e-mail: Strat1@yandex.ua.

Туркевич Володимир Зиновійович – член-кор. НАН України, д.х.н, Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, м. Київ; тел.: (044) 379-14-46; e-mail: vzt@ism.kiev.ua.

Туркевич Владимир Зиновьевич – член-корр. НАН Украины, д.х.н, Институт Сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев; тел.: (044) 379-14-46; e-mail: vzt@ism.kiev.ua.

Turkevych Volodymyr Zynoviyovych Doctor of Science V. Bakul Institute for Superhard Materials of the National Academy of Sciences of Ukraine; tel (044) 379-14-46; e-mail: vzt@ism.kiev.ua.

Сліпченко Катерина Вячеславівна – аспірант, Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, м. Київ; тел.: (044) 379-14-46;

Слипченко Катерина Вячеславовна – аспирант, Институт Сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев тел.: (044) 379-14-46;

Slipchenko Kateryna Vyacheslavivna – Ph.D-student, V. Bakul Institute for Superhard Materials of the National Academy of Sciences of Ukraine; tel.: (044) 379-14-46;

Осіпов Олександр Сергійович – кандидат технічних наук, с.н.с., Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, м. Київ; тел.: (044) 379-14-46; e-mail: Osipov1@yandex.ua.

Осипов Александр Сергеевич – кандидат технических наук, с.н.с., Институт Сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев; тел.: (044) 379-14-46; e-mail: Osipov1@yandex.ua.

Osipov Alex Sergiyovych – Candidate of Engineering Sciences (Ph.D), V. Bakul Institute for Superhard Materials of the National Academy of Sciences of Ukraine; tel.: (044) 379-14-46; Osipov1@yandex.ua.