

УДК 621.762:921.34

В. М. Волкогон, д-р техн. наук; **Г. С. Олійник**, д-р фіз.-мат. наук; **С. К. Аврамчук**, **А. В. Кравчук**, кандидати технічних наук; **А. В. Степаненко**, канд. фіз.-мат. наук; **О. І. Биков**, канд. техн. наук

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, м.Київ, Україна

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИТИВ ПРИ СПІКАННІ ПОРОШКІВ СИСТЕМИ «НІТРИД БОРУ-НІТРИД ТИТАНУ» В УМОВАХ ВИСОКИХ ТИСКІВ І ТЕМПЕРАТУР

Представлено результати дослідження ущільнення та структурних перетворень при спіканні порошкових композицій двох типів – (BN_v+TiN) і $(BN_v+BN_{сф})+TiN$ – при $p=7,7$ ГПа в діапазоні температур $T=1100-1800$ °С протягом $\tau=60$ с і 120 с. Визначено, що в указаному інтервалі температур проходить формування високощільних зразків уже при $T=1300$ °С, а починаючи з $T=1400$ °С має місце їх розущільнення. Для композиції першого типу максимальне розущільнення спостерігається при $T=1700$ °С і сягає 18-20 %, а другого типу – при $T=1500$ °С і становить 3-4 %. При зростанні температури спікання реалізується повторне ущільнення і максимальна густина для композицій обох різновидів досягається при $T=1800$ °С. На основі результатів структурних досліджень зроблено висновок, що виявлена особливість ущільнення обумовлена перетвореннями в поверхнях контактування нітрид бору-нітрид титану. Зроблено припущення про утворення твердого розчину в системі Ti-B-N та його розкладу з утворенням композиції TiN- TiB₂ мікрокристалічної будови.

Ключові слова: нітрид бору, нітрид титану, тиск, температура, спікання, ущільнення, фазові перетворення, структура.

Вступ

Для отримання композиційних матеріалів на основі надтвердих фаз нітриду бору зазвичай використовують добавки нітридів та боридів тугоплавких сполук. Додаток нітриду титану являється однією з найбільш привабливих, що обумовлено наступним. За даними [1] в умовах високих тисків активна хімічна взаємодія TiN спостерігається навіть із сфалеритним нітридом бору вже при $T=1200$ °С, продуктом якої є утворення дибориду титану TiB₂. Цей факт є особливо важливим, оскільки на початкових етапах спікання BN_v може здійснюватись зворотне фазове перетворення BN_v→BN_r. Можна очікувати, що присутність нітриду титану блокуватиме цей процес за рахунок взаємодії з BN_v або ж з BN_r, що утворюється. Відомо також [2], що нітрид титану являється гетером кисню, отже його присутність в композиції буде сприяти очищенню поверхні часток BN_v від адсорбованого кисню. Крім того, диборид титану має велику твердість: за даними [3] вона може сягати 34ГПа.

Метою даної роботи було вивчення процесу формування композиційних матеріалів при спіканні порошкової системи „нітрид бору-нітрид титану” в умовах високого тиску і температури.

Вихідні матеріали та методи досліджень

В якості основного компонента для одержання композиційних надтвердих матеріалів застосовували порошок вюрцитного нітриду бору та класифікований порошок гексаніту-А (ГА). Останній за даними рентгенофазового аналізу містив BN_{сф} і BN_v в співвідношенні як 60:40. Порошок вюрцитного нітриду бору відповідав вимогам ТУУ 75-12006.7-98, основна доля його частинок мала розмір в розвиненій поверхні 2–5мкм. Порошок ГА мав зернистість 1/0. Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено, що його частки являли собою, головним чином монолітні зростки зерен (розміри яких становили 100–300 нм) двофазного складу (BN_v+ BN_{сф}) (рис. 1).

Як добавку використовували порошок нанокристалічного нітриду титану виробництва фірми „Plasma & Ceramic Technologies” Ltd (Латвія). За даними гранулометричного аналізу (виконаного на приладі „JA-CP3” виробництва фірми „Шимадзу” (Японія), біля 60 мас. % частинок порошку TiN мали розмір менше 150 нм, решта була представлена рихлими конгломератами. Ці дані підтверджуються також результатами електронно-мікроскопічного аналізу порошку (рис. 2). Нітрид титану мав стехіометричний склад і вміщував домішки, в кількості мас. %: кисень (1,2), залізо (0,3), кремній (0,2).

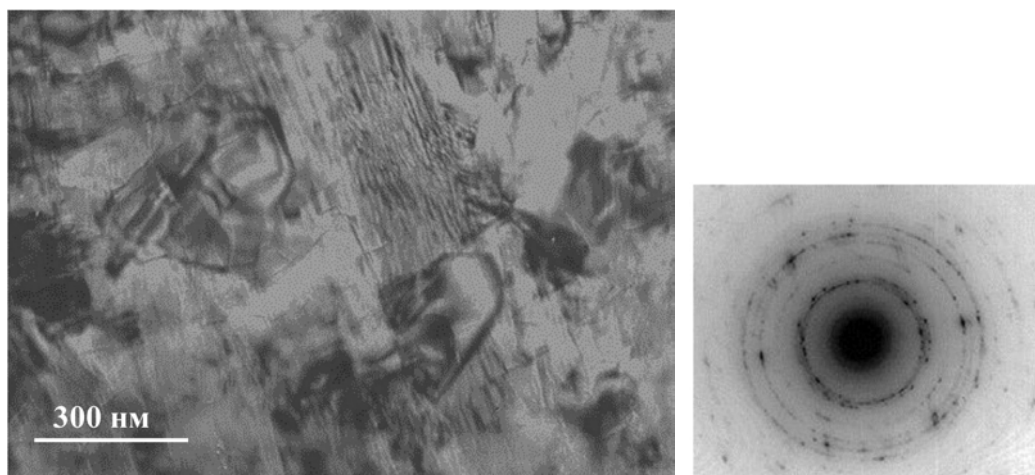


Рис. 1. Типова зернна мікроструктура вихідних часток гексаніту-А (склад $BN_{в+}$ $BN_{сф}$) та мікроелектронограмма від частки

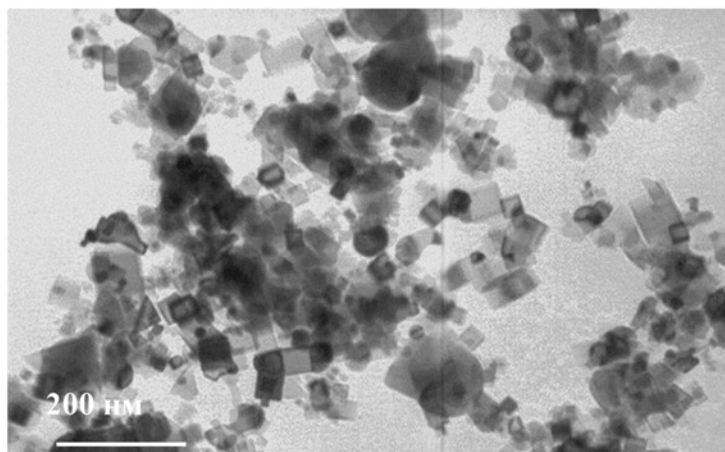


Рис. 2. Електронно-мікроскопічне зображення часток вихідного порошку TiN

В вихідних сумішах двох різновидів – ($BN_{в+}+TiN$) та ($GA+TiN$) – співвідношення нітриду бору та нітриду титану було як 85/15 об.%, відповідно. Змішування порошкових компонентів проводили в халцедоновому контейнері (халцедоновими кулями) планетарного млина „САНД” у співвідношенні 1:1 по масі та додавали в якості рідини гексан. Змішування і розмел суміші проводили на протязі 2-х годин. Після цього гомогенну суміш сушили і піддавали 3-4 разовій прокатці з проміжним та заключним гранулюванням прокату. Після вказаних обробок в сумішах $BN_{в}$ був представлений у вигляді фрагментів, розміри яких в розвиненій поверхні не перевищували 2 мкм, причому основна складова була < 1мкм, товщина часток складала ~100-300 нм. Розміри полікристалічних часток GA після обробок практично не змінилися.

Спінання зразків на основі сумішей двох різновидів проводили при тиску $p = 7,7$ ГПа і температурах $T = 1100-1800$ °С. Тривалість витримки (τ) при кожній температурі складала 60 і 120 с .

Густину спечених зразків визначали шляхом гідростатичного зважування за стандартною методикою. Рентгенофазовий аналіз здійснювали за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН-3М у $Si K_{\alpha}$ випромінюванні з числовою реєстрацією даних сканування. Дослідження мікроструктури зразків проводили методами просвічуючої електронної мікроскопії по тонких фольгах, які отримували методом іонного розпилення.

Результати досліджень та їх обговорення

На рис. 3 приведено одержані дані про зміну густини зразків композитів з ростом температури спікання. Чітко виявляється відмінність в одержаних залежностях для композитів на основі двох різновидів вихідної суміші.

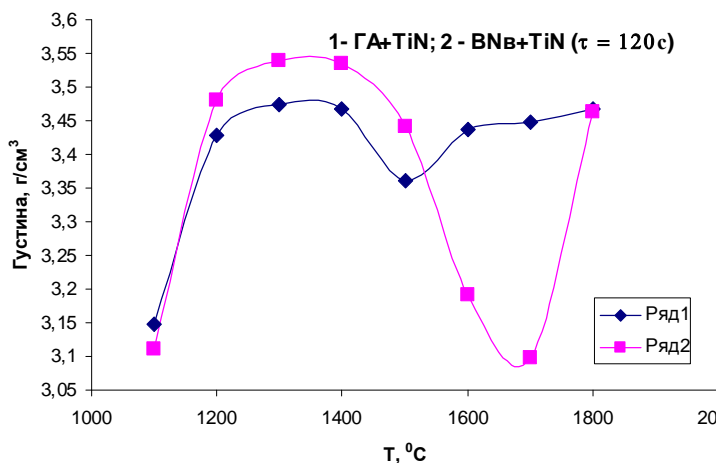


Рис. 3. Характер зміни густини зразків композитів зі зростанням температури спікання при $p = 7,7$ ГПа

Зразки на основі композиції (BN_в-TiN) вже при $T = 1300$ °C мають максимальну густину, яка починаючи з 1400 °C знижується. Її максимальне зниження (на 18-20 %) спостерігається при $T = 1700$ °C, після чого проходить різке зростання, а при $T = 1800$ °C вона сягає максимальної величини, яка однак менше вихідної, характерної для $T = 1300$ °C. Для зразків на основі композиції (ГА -TiN) ступінь зменшення густини з підвищенням температури спікання дещо нижча (в порівнянні з композицією першого різновиду). Зменшення густини спостерігається також, починаючи з $T > 1400$ °C, але її максимальне зниження має місце при $T \sim 1500$ °C і складає всього 3-4 %. На стадії повторного ущільнення при $T = 1800$ °C величина

густини співпадає для обох композицій, але є меншою в порівнянні з вихідною.

Аналіз даних, приведених на рис.3, вказує на те, що при зміні густини зразків композитів по мірі зростання температури можна виділити наступні стадії: підвищення густини (1100 °C) і максимально досягнута густина (1300 °C), початкова стадія (розущільнення) зменшення густини (>1400 °C) і стадія максимального її зменшення (~ 1500 °C та 1700 °C для композицій (ГА -TiN) та (BN_в-TiN), відповідно), максимальна густина на стадії повторного ущільнення (1800 °C). За даними [4] при спіканні монофазних зразків на основі вихідного BN_в, деформованого прокаткою, розущільнення також має місце, але його величина (в порівнянні з відносною щільністю зразків) навіть при $T = 1600-1800$ °C, $\tau = 120$ с не перевищує 1-2 %. Виходячи з цього, виявлені особливості ущільнення порошкових композицій (BN_в-TiN) можуть бути обумовлені структурними перетвореннями в міжфазних контактах. З урахуванням цієї обставини структурні дослідження були спрямовані головним чином на вивчення фазоутворення в системі (BN_в-TiN) та перетворень в міжфазних контактах. Для цього проводили структурні дослідження зразків, які були одержані на виділених вище різних стадіях ущільнення.

Рентгенівські дослідження свідчать, що в зразках композиту на основі суміші першого різновиду (BN_в-TiN), одержаних при $T = 1100$ °C, $\tau = 120$ с та $T = 1300$ °C, $\tau = 120$ с, містяться лише вихідні фази (рис.4).

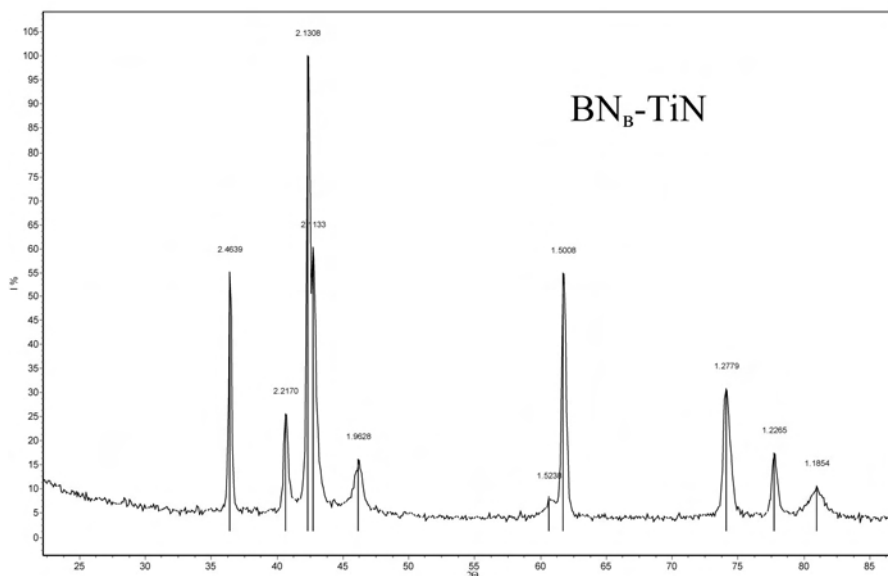


Рис. 4. Типова дифрактограма зразків, спечених при $T = 1100$ та $T = 1300$ °C, $\tau = 120$ с

Сфалеритна фаза нітриду бора не виявлена. Для ліній BN_B являється характерним значне уширення лінії (103), що пов'язано з деформаційними ефектами, обумовленими попередньою обробкою прокаткою. В зразках на основі суміші другого різновиду ($\Gamma A-TiN$), спечених при $T = 1300^\circ C$, виявляється також тільки нітрид бору (вюрцитної та сфалеритної модифікацій), який є в вихідних гранулах, та нітрид титану (рис. 5).

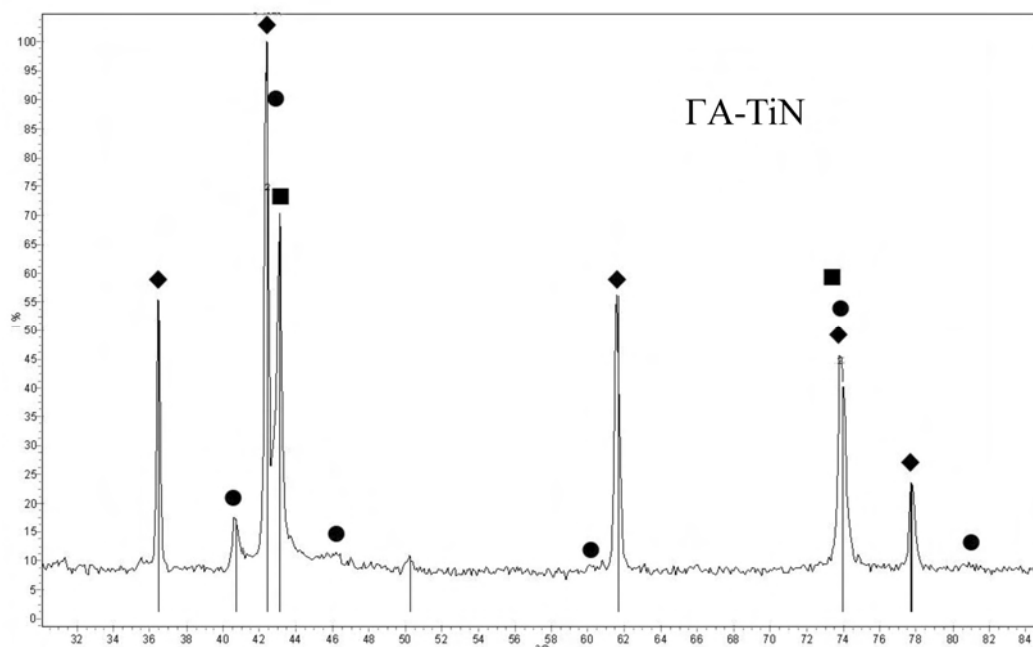


Рис. 5. Типова дифрактограма зразків, спечених при $T = 1300^\circ C$, 120 с
(\blacklozenge -TiN; \bullet - BN_s ; \blacksquare - BN_{sf})

При температурі спікання $T = 1500^\circ C$ для зразків на основу суміші першого різновиду має місце утворення сфалеритної фази BN та дибориду титану. В зразках, отриманих при $T = 1700^\circ C$, $\tau = 120$ с, міститься вже тільки BN_{sf} в поєднанні з нітридом та диборидом титану. На дифрактограммі чітко виявляються лінії відбиття від площин (100) та (101) TiB_2 (рис. 6). При цьому зменшується відносна інтенсивність ліній відбиття нітриду титану, що вказує на зменшення кількості цієї фази в результаті хімічної взаємодії з нітридом бору з утворенням дибориду титану. Для зразків на основі суміші обох різновидів, одержаних при $T = 1800^\circ C$, $\tau = 120$ с, також являються характерними три фазові складові – BN_{sf} та TiN , TiB_2 (рис. 7).

Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено, що в зразках на основі вихідної композиції (BN_B-TiN), які одержані на стадії максимального ущільнення ($1300^\circ C$), містяться BN_B та нітрид титану (рис. 8). В зернах BN_B присутні базисні дефекти пакування, багатошарові політипи та тонкі (20–40 нм) прошарки сдвійникового BN_{sf} , а між зернами знаходиться нітрид титану в формі суцільних полікристалічних прошарків. Той факт, що рентгенівськими дослідженнями цих зразків BN_{sf} не виявлено може бути пов'язано з особливостями його структурного стану: нанорозмірні пластинки сдвійникового BN_{sf} в зернах BN_B знаходяться когерентно поєднаними $(111)_{sf} \parallel (0001)_B$ з шарами політипів та вюрцитного нітриду бору.

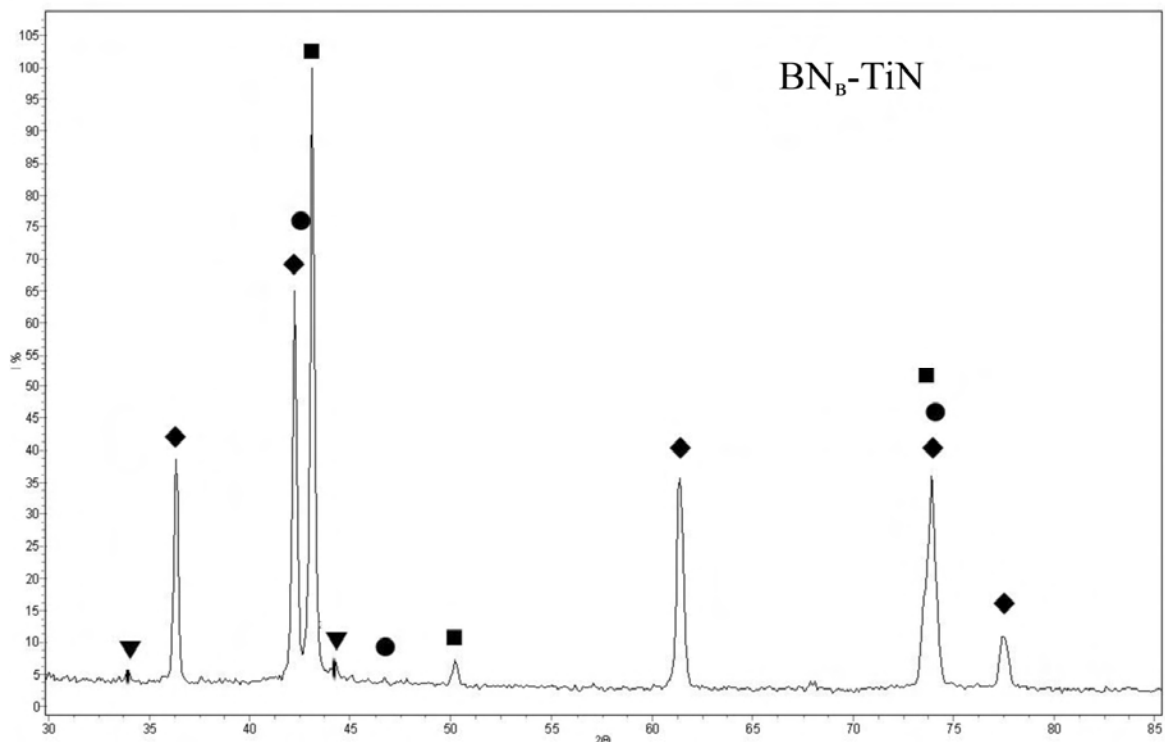


Рис. 6. Типова дифрактограма зразків, спечених при $T = 1700^{\circ}\text{C}$, 120 с
(\blacklozenge -TiN; \bullet - BN_6 ; \blacksquare - $\text{BN}_{\text{сф}}$; \blacktriangledown - TiB_2)

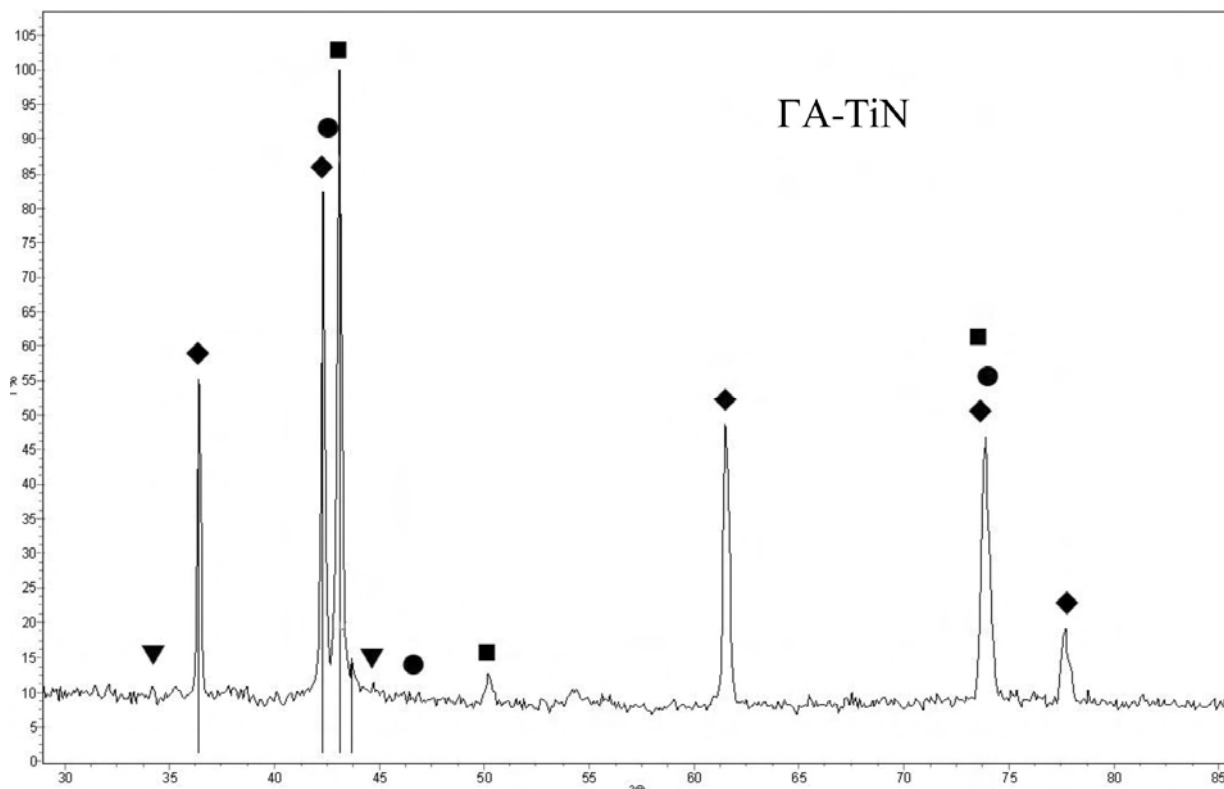


Рис. 7. Типова дифрактограма для зразків, спечених при $T = 1800^{\circ}\text{C}$,
 $\tau = 120\text{ с}$ (\blacklozenge -TiN; \bullet - BN_6 ; \blacksquare - $\text{BN}_{\text{сф}}$; \blacktriangledown - TiB_2)

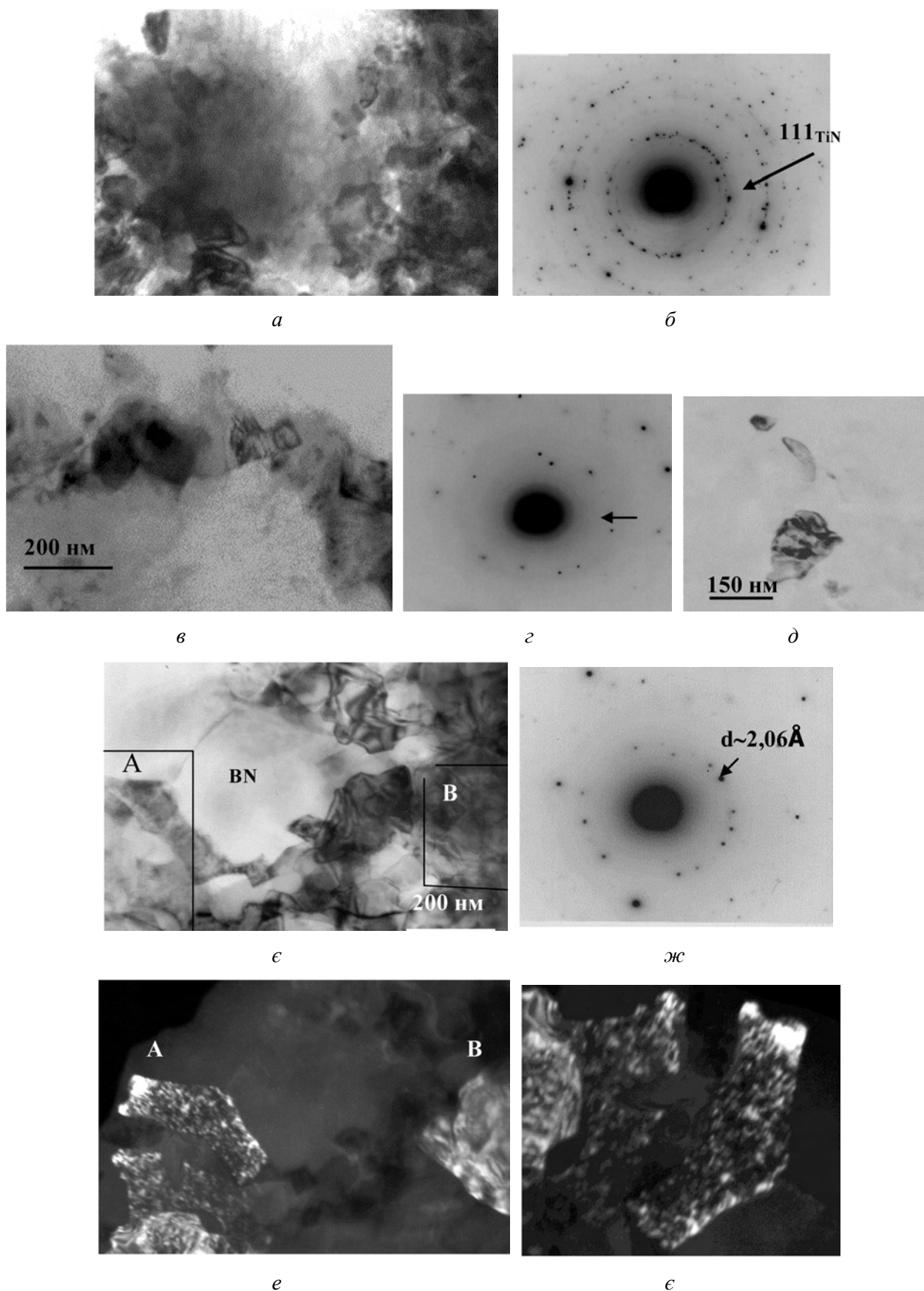


Рис. 8. Еволюція мікроструктури прошарку на основі вихідного TiN в області контакту з частками нітриду бору з ростом температури спікання композиції (BN_x-TiN) (T°C): 1100 – а,б; 1300 – в,д; 1500-1700 – е-е (на МЭГ стрілками вказані рефлекси, в яких отримано зображення прошарків)

В мікроструктурі зразків на основі композиції ($\text{ГА}+\text{ВN}_v$), які одержані на стадії максимального ущільнення, структурний стан зерен ВN_v практично не змінився в порівнянні з вихідним станом (рис. 1). Особливістю в порівнянні зі зразками першого типу являється наявність полікристалічних часток, між зернами в яких є сформовані межі. Такі частки знаходяться і в вихідному стані. Загальні риси обох зразків – це неоднорідність розподілу прошарків нітриду титану та характер еволюції їх мікроструктури в поверхні контактування з нітридом бору зі зростанням температури спікання композицій. На рис. 8 приведена ілюстрація цього процесу на прикладі зразків на основі вихідної композиції ($\text{ВN}_v\text{-TiN}$). Важливим є те, що, починаючи з 1500°C , в монолітних прошарках проходять структурні перетворення з формуванням нанодисперсних виділень (розмірами не більше 10 нм), які часто утворюють направлені ланцюжки. Зображення цих виділень спостерігається у відбитках на мікроелектронограмах з міжплощинним відстанями, рівними $\sim 2,04\text{--}2,06 \text{ \AA}$, які серед відомих боридів титану найбільш близькі до характерного для дибориду титану ($d_{101}=2,0370 \text{ \AA}$).

Зразки на основі композиції першого різновиду, одержані при $T = 1700^\circ\text{C}$, являються поруватими (рис. 9).

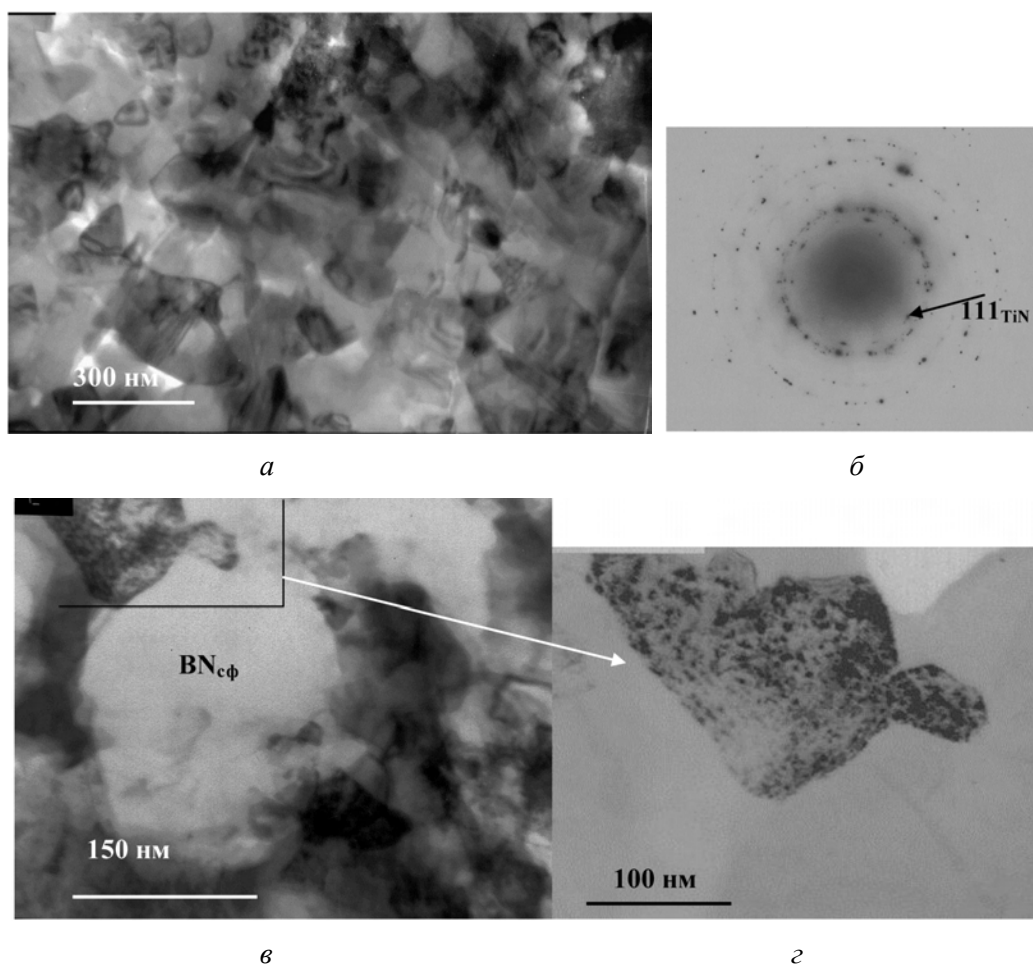


Рис. 9. Електронно-мікроскопічне зображення типової мікроструктури зразків на основі вихідної суміші ($\text{ВN}_v+\text{TiN}$), які одержані при $T=1700^\circ\text{C}$ (а, б – загальний вигляд та мікроелектронограма, в – збільшене зображення окремого зерна, отороченого прошарком нітриду і дибориду титану, г – нанодисперсна субструктура в прошарку)

Нітрид бору в них представлений тільки сфалеритною фазою. Розміри зерен не перевищують $0,3\text{--}0,5 \text{ мкм}$. Можна виділити дві особливості зеренної структури: зерна зі сформованими між ними межами та зерна, оторочені суцільними прошарками зв'язуючої фази. Аналіз мікроелектронограм дозволяє зробити висновок, що прошарки містять нітрид та диборид титану (рис.9, б). На зображеннях в темному полі в зернах прошарків виявляються нанодисперсні утворення розмірами $5\text{--}10 \text{ нм}$ (рис. 9, в, г).

Для зразків, одержаних на основу суміші другого різновиду на стадії максимального розуцільнення, також характерна поруватість, але значно менша. Причому пори мають форму протяжних щілин і розміщені по межах монокристалічних зростків зерен. Розміри зерен в зростках сягають 0,7 мкм. Аналіз електронних мікрофрактограм таких зразків вказують на те, що їх руйнування проходить по межах монокристалічних зростків – розміри елементів структури на фрактограмах близькі до розмірів зростків (рис. 10), які виявляються на електронно-мікроскопічних зображеннях зразків по тонких фольгах.

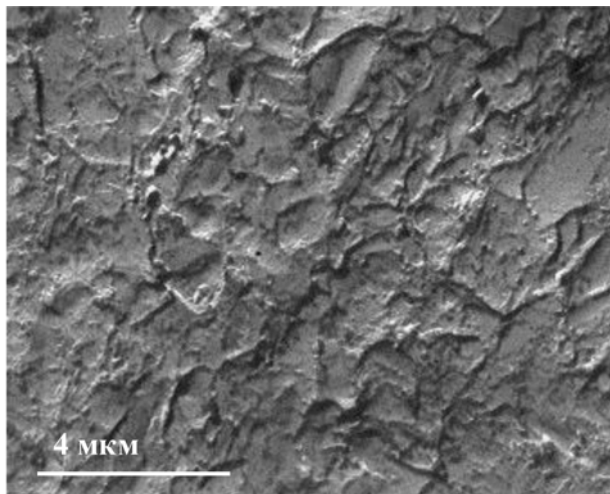


Рис. 10. Типова мікроструктура поверхні руйнування зразків, одержаних на основі вихідної суміші (ГА +TiN) при температурі спікання $\sim 1500^{\circ}\text{C}$.

Зразки на основі суміші обох різновидів, які одержані на стадії формування максимальної густини при повторному ущільненні ($T=1800^{\circ}\text{C}$), мають подібний тип мікроструктури, в якій виявляється незначна поруватість, яка локалізована головним чином по межах контакту (нітрид бору - ізолювані утворення на основі нітриду та дибориду титану).

В таких утвореннях також спостерігаються нанодисперсні виділення (рис.11). Розміри зерен нітриду бору в зразках практично не змінюються в порівнянні з розмірами, характерними для зразків, одержаних на стадії найбільшого розуцільнення.

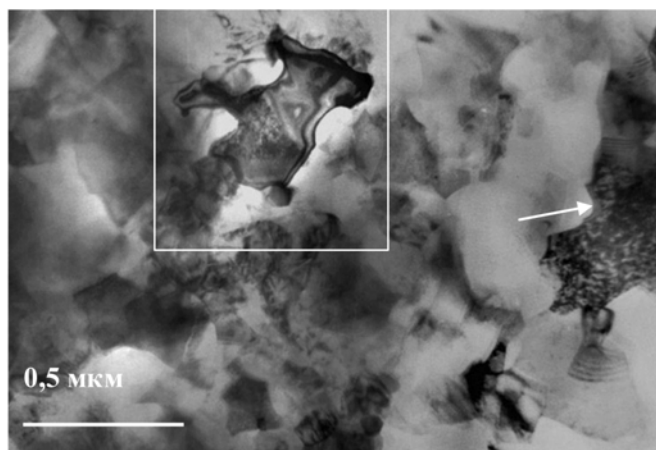


Рис. 11. Типова мікроструктура зразків композитів, отриманих на основі вихідних сумішей обох типів при $T = 1800^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60\text{ с}$ (виділено область, де сформовані пори навколо утворень на основі нітриду та дибориду титану, а стрілкою вказано таке утворення з нанодисперсними виділеннями)

З викладеного вище видно, що максимальна щільність зразків на основі сумішей обох різновидів реалізується уже при спіканні при $T = 1300^{\circ}\text{C}$. Нітрид бору в зразках представлений вюрцитною та сфалеритною фазами. При $T > 1400^{\circ}\text{C}$ проходить стадія розуцільнення зразків, причому в більшій мірі це характерно для зразків вихідного складу ($\text{BN}_b + \text{TiN}$). Наявність в таких зразках дибориду титану свідчить про те, що дана стадія співпадає з розвитком хімічної взаємодії нітридів титану та бору. Це

дозволяє зробити висновок, про визначальну роль у розушільненні процесу хімічної взаємодії компонентів композиту на стадії спікання. Підтвердженням являється вказаний факт більш інтенсивного розушільнення зразків на основі (BN_v+TiN), в яких подовженість міжфазних меж повинна бути більшою. Можливі три причини такого впливу: а) утворення в системі елементів Ti-N-B твердого розчину з низьким значенням модуля плинності, що обумовлює значну пластичність прошарку твердого розчину; б) розкладання твердого розчину безпосередньо в процесі спікання з формуванням прошарків з нанодисперсною субструктурою, що сприяє пластичній деформації полікристалічних зразків внаслідок міжзеренного проковзування; в) утворення евтектики в системі TiN-TiB_2 з нанодисперсною складовою. Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено, що в зразках, одержаних при спіканні в інтервалі $1500-1700^\circ\text{C}$, містяться прошарки на основі нітриду та дибориду титану, які представляють собою нанокомпозит – в матриці TiN розподілені виділення TiB_2 розмірами не більше 10 нм (рис. 8). Така субструктура виявляється і в зразках, одержаних на стадії повторного ущільнення (1800°C) – рис. 11.

Вказана субструктура прошарків может бути сформована при розкладанні твердого розчину або утворенні евтектики. За звичайних умов відомо утворення як розчинів в системі елементів Ti-N-B , так і евтектики в системі речовин TiN-TiB_2 [3, 5]. Дані про утворення цих структурних складових при високих тисках нам невідомі, тому це питання потрібно ще вивчати.

Висновки

Проведеними дослідженнями встановлено, що використання нітриду титану, як добавки до вюрцитного нітриду бору або гранул гексаніту-А, дозволяє одержувати високощільні композити уже при температурі спікання 1300°C . В такому композиті матрична складова представлена головним чином двофазними зернами ($\text{BN}_v+\text{BN}_{\text{сф}}$ в сполученні з високою щільністю базисних дефектів пакування), а на основі нітриду титану утворюються монолітні прошарки по межах зерен або їх зростків. Присутність таких зерен являється характерною для найбільш міцних зразків гексаніту-Р.

Встановлено, що при спіканні композицій вихідного складу (BN_v+TiN) та ($\text{GA}+\text{TiN}$) при $T>1400^\circ\text{C}$ проходить розушільнення зразків внаслідок розвитку процесів повзучості, які обумовлені структурними перетвореннями в міжфазних межах.

Представлены результаты исследований уплотнения и структурных превращений при спекании порошковых композиций двух типов – (BN_v+TiN) и ($\text{BN}_v+\text{BN}_{\text{сф}}$)+ TiN – при $p=7,7$ ГПа в диапазоне температур $T=1100-1800^\circ\text{C}$ на протяжении $\tau=60$ с и 120 с. Определено, что в указанном интервале температур проходит формирование высокоплотных образцов уже при $T=1300^\circ\text{C}$, а начиная с $T=1400^\circ\text{C}$ имеет место их разуплотнение. Для композиции первого типа максимальное разуплотнение наблюдается при $T=1700^\circ\text{C}$ и достигает 18-20%, а второго типа – при $T=1500^\circ\text{C}$ и составляет 3-4%. При возрастании температуры спекания реализуется повторное уплотнение и максимальная плотность для композиции обеих разновидностей достигается при $T=1800^\circ\text{C}$. На основе результатов структурных исследований сделан вывод о том, что выявленная особенность уплотнения обусловлена превращениями в поверхностях контакта нитрид бора – нитрид титана. Сделано предположение об образовании твердого раствора в системе Ti-B-N и его разложения с образованием композиции TiN-TiB_2 микрокристаллического строения.

Ключевые слова: нитрид бора, нитрид титана, давление, температура, спекание, уплотнение, фазовые превращения, структура.

Results of researches of consolidation and structural transformations at sintering of two types powder compositions – ($\text{wBN}+\text{TiN}$) and ($\text{wBN}+\text{cBN}$) + TiN – at $p=7,7$ GPa in a range of temperatures $T=1100-1800^\circ\text{C}$ on an extent $\tau=60$ s and 120 s are presented. It is defined, that in the specified interval of temperatures there passes formation of high density samples already at $T=1300^\circ\text{C}$, and since $T=1400^\circ\text{C}$ takes place them density decrease. For a composition of the first type maximum of density decrease it is observed at $T=1700^\circ\text{C}$ and reaches 18-20 %, and the second type – at $T=1500^\circ\text{C}$ and makes 3-4 %. At increase of temperature of sintering repeated consolidation and the maximum density for a composition of both types is realised reached at $T=1800^\circ\text{C}$. On the basis of results of structural researches the conclusion that the revealed feature of consolidation is caused by transformations into surfaces of contact boron nitride-titanium nitride is drawn. The assumption of formation of a firm solution in system Ti-B-N and its decomposition with composition formation TiN-TiB_2 a microcrystalline structure is made.

Key words: boron nitride, titanium nitride, pressure, temperature, sintering, consolidation, phase transformations, structure.

Література

1. High-pressure sintering of BN_c-TiN-Al composite for cutting tool application / Z. Rong, T. Tsurumi, O. Fukunaga, T. Yano // *Diamond and Related Materials*. – 2002. – 11 – P. 280–286.
2. Зайнулин Ю.Г., Алямовский С.И. Оксикарбиды и оксинитриды металлов IVA и VA групп. – М: Наука, 1981. – 144 с.
3. Андриевский Р.А., Спивак И.И. Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе. – Челябинск.: Металлургия, 1989. – 367 с.
4. Кинетика уплотнения и фазовые превращения при спекании в условиях высоких давлений порошков вюртцитного нитрида бора, деформированных прокаткой / В. М. Волкогон, С. К. Аврамчук, А. С. Осипов и др. // *Сверхтвердые материалы*. – 2006. – № 4. – С. 55–61.
5. Структура и физико-механические свойства наноструктурных боридонитридных пленок / Р. А. Андриевский, Н. П. Калинин, Я. М. Кобелев и др. // *Физика твердого тела*. – 1997. – 39, № 10. – С. 1859–1864.

Поступила 29.06.11

УДК 621.923

А. М. Кузей, д-р техн. наук; В. Я. Лебедев, канд. техн. наук; А. В. Францкевич

Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск

АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ГИБРИДНЫМИ КЕРАМИКО-ПОЛИМЕРНЫМИ МАТРИЦАМИ

Методами оптической и электронной микроскопии изучена микроструктура и морфология поверхностей износа композиционных материалов систем медный сплав – композиционные гранулы (карбид бора-оксид бора). Показано, что введение гранул повышает твердость и предел прочности композиционного материала при сжатии. Изменение механизма износа алмазобразивного инструмента с композиционными гранулами при обработке стекла обусловлено абразивным характером взаимодействия гранулы со стеклом и химическим характером - с охлаждающей жидкостью.

Ключевые слова: композиционный материал, композиционные гранулы, микроструктура, морфология поверхности.

Особенностью алмазосодержащих композиционных материалов с полимерными матрицами (связками), является постоянная и достаточно высокая скорость износа матрицы, что позволяет использовать их для обработки практически всех материалов [1–3]. При небольших (140–240 мм³/мин) производительностях шлифования, износ алмазосодержащего композиционного материала протекает в режиме «самозатачивания», т.е. при постоянном обнажении неизношенных алмазных зерен. Как правило, такие условия реализуются при концентрации наполнителя 40–50 об.%, которая обеспечивает достаточно прочное закрепление алмазных зерен в матрице [4–5]. При повышенных (300–400 мм³/мин) производительностях шлифования, композиционные материалы с 40–50 об.% концентрацией полимера не обеспечивают прочное закрепление алмазных зерен в матрице и износ матрицы с постоянной скоростью: алмазные зерна выкрашиваются из матрицы быстрее, чем изнашивается связка, режим «самозатачивания» алмазосодержащего материала нарушается, удельный расход алмаза резко возрастает [5–6]. Стабильный режим шлифования в условиях высокопроизводительного шлифования, может быть достигнут при повышении прочности матрицы; увеличении прочности закрепления алмазных зерен в матрице; снижении нагрузки на зерна, снижением тепловыделения в зоне контакта и т. д. [3–5, 7].

Структуру матрицы, структуру границ алмаз-полимер, наполнитель-полимер распределение наполнителей в матрице, как правило, считают второстепенными факторами, слабо влияющими на физико-механические эксплуатационные характеристики композиционных материалов. Однако, эти факторы могут определять эксплуатационные характеристики алмазобразивных композиционных материалов, что делает возможным создание композиционные материалов с низким 15–35 об. % содержанием полимера. В зависимости от свойств и концентрации наполнителей в матрице, так же материалы по своим физико-механическим характеристикам будут близки к композиционным материалам с металлической, керамической матрицей, либо обладать свойствами, присущими обоим типам композиционных материалов. Структура таких композиционных материалов формируется не только на операциях смешения компонентов шихты, спекания и горячего прессования, но и при получении прекурсора шихты связки. Процессы получения алмазобразивных композиционных