

УДК 621.923

В. А. Зайцев, А. М. Кузей, д-р техн. наук

Государственное научное учреждение «Физико-технический институт национальной академии наук Беларуси», г. Минск

ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫЕ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С КЕРАМИКО-ПОЛИМЕРНЫМИ МАТРИЦАМИ

The structure of diamond-containing composite materials with polymer matrixes has been investigated using methods of scanning electron microscopy. It is shown that performance characteristics of composite materials are determined by matrix structure. It is established that processing of natural diamond using diamond-containing composite material results in formation of its defect surface layer.

При разработке алмазосодержащих композиционных материалов инструментального назначения с полимерными матрицами (связками) требуется выполнение двух условий: обеспечение прочного закрепления алмазных зерен в матрице и заданного уровня физико-механических характеристик. Для композиционных материалов на полимерном связующем последнее условие однозначно связано с применением композиционных материалов с содержанием полимера 40–50 об. % и алмазных зерен в матрице 25% [1, 2]. При этом в матрице в широком диапазоне режимов шлифования обеспечивается износ алмазосодержащего материала с постоянной скоростью. Особенность таких алмазосодержащих композиционных материалов с полимерными матрицами состоит в постоянной высокой скорости износа, что позволяет использовать их для обработки практически всех известных материалов в широком диапазоне производительности обработки [1; 2, с. 4–16]. При повышении производительности обработки матрицы с высоким содержанием полимера (40–50 об. %) не обеспечивают закрепления в ней алмазных зерен и износа матриц с постоянной скоростью. При нарушается стабильность режима шлифования. Для обеспечения стабильного режима шлифования и повышения прочности закрепления алмазных зерен в матрице применяют различные покрытия алмазных зерен в матрице и комплексное введение наполнителей [3]. Структура матрицы, границ алмаз–полимер, наполнитель–полимер, а также распределение наполнителей в матрице при разработке алмазоабразивных композиционных материалов считаются второстепенными факторами, не влияющими на физико-механические, эксплуатационные характеристики композиционных материалов. Однако эти факторы могут определять эксплуатационные характеристики алмазоабразивных композиционных материалов на полимерных матрицах с низким содержанием полимера (15–35 об. %) и в системах с ультрадисперсными и дисперсными наполнителями, особенно когда производительность обработки обеспечивают такие методы износа матрицы, как химическое, электрохимическое и физическое растворение матрицы либо одного из ее компонентов. В этом случае максимальные производительность и экономичность обработки будут достигаться при максимальных значениях механических показателей матрицы композиционного материала.

Объектом исследования являлись композиционные материалы стекло–полимер–алмаз. При этом применяли боратное стекло на основе системы $\text{Na}_2\text{O}-\text{B}_2\text{O}_3$, в качестве полимера – фенолформальдегидную смолу СФП-012А. Композиционные материалы в виде таблеток диаметром и высотой по 30 мм получали традиционным способом порошковой металлургии, включающим смешивание компонентов, холодное прессование и спекание под давлением. Содержание в порошке стекла частиц основной фракции составляло 70 об.%. Аналогично получали алмазоабразивный инструмент (форма 1А1, $150 \times 5 \times 6 \times 32$). Рундист бриллианта травили при температуре 875 К в расплаве системы $\text{K}_2\text{O}-\text{Na}_2\text{O}-\text{P}_2\text{O}_5-\text{NO}_3$. Цилиндриче-

скую поверхность (рундист) заготовки бриллианта диаметром 4,1 мм шлифовали на станке ШП-3. Скорость вращения алмазного круга – 200 об./мин. Скорость вращения заготовки бриллианта – 7000 об./мин. Шлифование осуществляли по упругой схеме с постоянным давлением 1, 3, 6 и 10 МПа.

Физико-механические характеристики композиционных материалов приведены в табл. 1 и 2.

Таблица 1. Влияние фракционного состава на физико-механические характеристики композиционных материалов. Давление горячего прессования 40 МПа. Температура спекания 455 К

№ п.п	Состав композиционного материала, об. %		Твердость, HRB			Предел прочности при сжатии, МПа		
	СФП-012А	стекло	фракционный состав, мкм			фракционный состав, мкм		
			-50	80/63	100/80	-50	80/63	100/80
1	10	90	50	57	60	110	115	105
2	20	80	65	75	84	210	215	200
3	30	70	73	86	95	230	290	315
4	50	50	80	85	85	280	230	230

Таблица 2. Влияние фракционного состава на физико-механические характеристики композиционных материалов. Давление горячего прессования 70 МПа. Температура спекания 455 К

№ п.п	Состав композиционного материала, об. %		Твердость, HRB			Предел прочности при сжатии, МПа		
	СФП-012А	стекло	Фракционный состав, мкм			Фракционный состав, мкм		
			-50	80/63	100/80	-50	80/63	100/80
1	10	90	60	65	70	170	230	275
2	20	80	75	90	95	300	310	350
3	30	70	80	90	100	325	390	410
4	50	50	80	85	85	290	235	225

При давлении горячего прессования композиционных материалов стекло-алмаз-полимер 40–70 МПа формируются плотные с высокой твердостью и пределом прочности на сжатие композиционные материалы (табл. 1). Морфология поверхности разрушения композиционных материалов определяется режимом и физико-механическими характеристиками получения композиционных материалов (рис. 1).



а

б



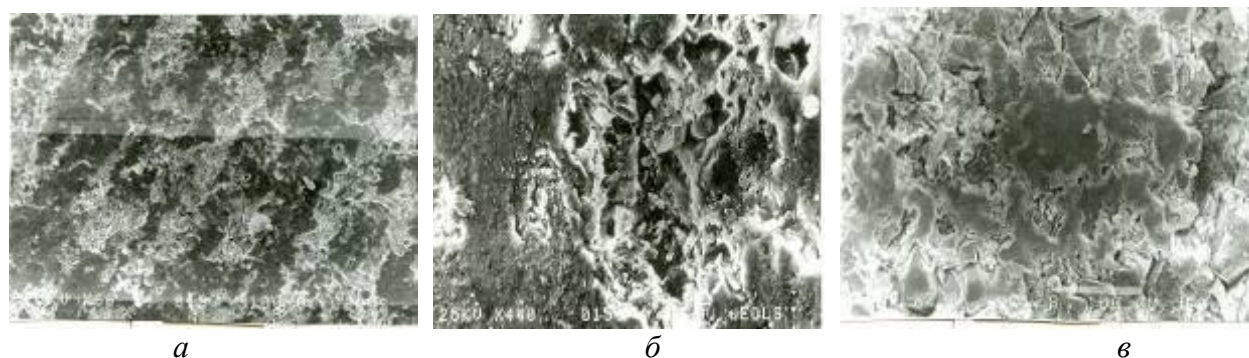
Рис. 1. Морфология поверхностей излома композиционных материалов: а – 70 об. % стекла, фракции 50/40 мкм, давление горячего прессования 40 МПа; б – 80 об. % стекла, фракции 50/40 мкм, давление горячего прессования 70 МПа; в – 70 об. % стекла, фракции 80/63 мкм, давление горячего прессования 40 МПа; г – 780 об. % стекла, фракции 80/63 мкм, давление горячего прессования 70 МПа

Композиционные материалы, полученные при более низком давлении горячего прессования (40 МПа), разрушаются по границам раздела стекло–полимер, алмаз–полимер (рис. 1 а, в). Композиционные материалы, полученные при более высоком давлении горячего прессования (70 МПа), разрушаются по частице стекла и границам полимер–полимер (рис. 1 б, г). При повышении объемного содержания стекла в связке изменяются условия распределения частиц полимера в шихте и он растекается при горячем прессовании. Между частицами стекла на отдельных участках связки отсутствуют пленки полимера, в то время как на соседних образуются сплошные пленки полимера (рис. 1 б).

Однако, несмотря на локальные отклонения от равномерного распределения полимера в матрице композиционного материала при концентрации стекла 70–80 об. % формируются композиционные материалы с высокими показателями твердости и предела прочности на сжатие (табл. 2).

Характер износа связки (композиционного материала) стекло–полимер определяется условиями обработки и физико-механическими характеристиками композиционного материала (рис. 2).

В свою очередь, морфология поверхности рундиста бриллианта определяется характеристиками алмазосодержащего композиционного материала, давлением и продолжительностью процесса шлифования (рис. 2). Морфологические характеристики поверхности обеспечивает (при различных продолжительности и давлении шлифования) композиционный материал с алмазным зерном АСН 50/40 и АС 6 80/63 (рис. 1 а, б).



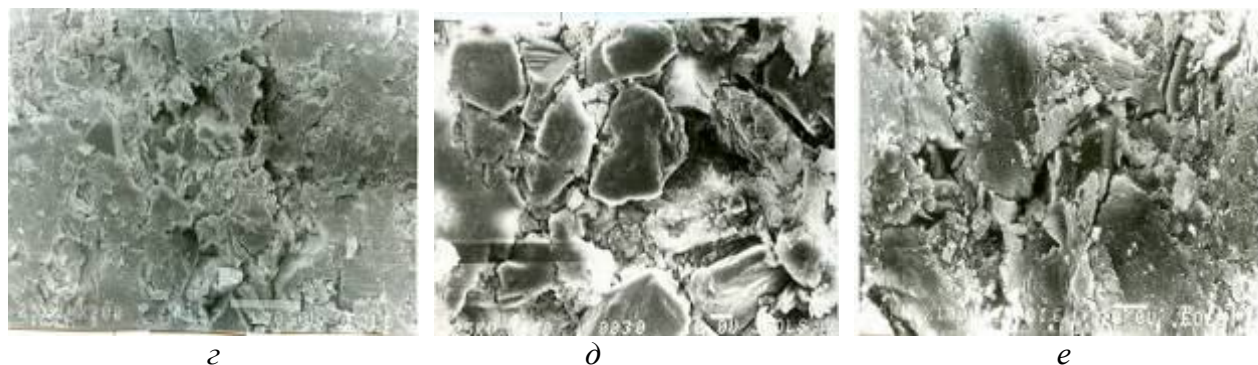


Рис. 2. Морфология поверхности износа алмазосодержащих композиционных материалов: а – давление шлифования стекла 1 МПа (состав 2 в табл. 2, фракция 80/63 мкм); б – давление шлифования стекла 3 МПа (состав 2 в табл. 2, фракция 80/63 мкм); в – давление шлифования стекла 3 МПа (состав 3 в табл. 2, фракция 80/63 мкм); г – давление шлифования стекла 6 МПа (состав 3 в табл. 2, фракция 80/63 мкм); д – давление шлифования стекла 3 МПа (состав 2 в табл. 2, фракция 50 мкм); е – давление шлифования стекла 6 МПа (состав 2 в табл. 2, фракция 50 мкм)

Результаты

В композиционных материалах с полимерными матрицами стабильная режущая способность, как правило, поддерживается согласованием силового воздействия обрабатываемого материала на матрицу и ее износа, обеспечивающего участие в процессе резания изношенных алмазных зерен [4, 5]. Стекла системы $B_2O_3-Na_2O$ химически нестойкие, растворяются в воде и смазывающе-охлаждающих жидкостях (СОЖ). Поэтому в композиционных материалах химически нестойкое стекло-полимер режущая способность (и производительность шлифования) обеспечивается двумя механизмами: растворением частиц стекла в СОЖ и разрушением частиц полимера и стекла (см. рис. 2). Превалирующее действие одного из механизмов определяется уровнем силового воздействия на композиционный материал. При давлении шлифования 1–3 МПа износ связки обеспечивает растворение стекла в СОЖ (см. рис. 2 а–в, д). Увеличение давления шлифования до 6 МПа сопровождается износом частиц стекла и разрушением матрицы (см. рис. 2 г, е). Износ частиц стекла наблюдается также при давлении 1–3 МПа (см. рис. 2, в, д). Частицы стекла растворяются во всем интервале давлений шлифования. Наряду с износом частиц стекла и образованием на них площадок наблюдается и растворение дисперсных частиц в прослойках полимера. Это приводит к обнажению частиц стекла и их выкрашиванию из связки (см. рис. 2, д). Образование пор в матрице показывает, что растворение дисперсных частиц стекла находящихся в полимерной матрице, разупрочняет матрицу и ускоряет ее износ (см. рис. 2, в, е).

Характер морфологии поверхностей износа композиционных материалов с различной концентрацией стекла в матрице показывает, что при меньшей концентрации стекла износ матрицы при прочих равных условиях проявляется в меньшей степени (см. рис. 2 б, в). Прослойки полимера связывают частицы стекла и одновременно снижают скорость их растворения в СОЖ. Матрица композиционного материала начинает разрушаться на участках износа прослоек полимера (см. рис. 2, а). В свою очередь, прослойки полимера уменьшают площадь контакта частиц стекла с СОЖ и тем самым снижают скорость износа матрицы. Характер износа частиц стекла (отсутствие на площадках сколов, вырывов) и морфология поверхностей износа матрицы указывают на взаимодействие процессов износа и растворения. При низком давлении шлифования растворение частиц стекла приводит к разупрочнению и разрушению прослоек полимера, наполненного дисперсными частицами стекла размером 0,1–1 мкм. При высоком давлении шлифования (3–6 МПа) скорость износа прослоек полимера ограничена скоростью износа твердых частиц стекла (см. рис. 2 д). Износ матрицы, так же как при низком давлении шлифования, определяется скоростью растворения дисперсных частиц

стекла в прослойках полимера. На это указывает характер зависимости производительности шлифования от давления для композиционных материалов с различными физико-механическими характеристиками.

Для композиционных материалов твердостью 90–100 МПа и пределом прочности при сжатии 385–410 МПа увеличение давления при шлифовании (1, 3, 6, 10 МПа) круглой заготовки бриллианта приводит к повышению производительности шлифования. Для инструмента с алмазным порошком фракции 50/40 мкм (150 % концентрации) производительность шлифования в присутствии СОЖ составляет 1; 1,1; 1,2; 1,4 мг/мин. Максимальная производительность шлифования без применения СОЖ составляет соответственно 0,4; 0,4; 0,5; 0,8 мг/мин. Снижение твердости и предела прочности на сжатие композиционных материалов (твердость – 60–70 HRB, предел прочности на сжатие – 170–230 МПа) сопровождается повышением производительности шлифования (0,8; 1,2; 1,6; 1,9 мг/мин без СОЖ и 0,9; 1,3; 1,7; 2,0 мг/мин с СОЖ).

Таким образом, в высоконаполненных алмазосодержащих композиционных материалах производительность шлифования определяется скоростью растворения дисперсных частиц стекла и в меньшей степени давлением шлифования. Роль наполнителя в таких высоконаполненных материалах заключается в разупрочнении прослоек полимера за счет растворения дисперсных частиц и снижения износа матрицы в случае увеличения давления шлифования. Для того, чтобы повысить производительность шлифования хрупких материалов, следует повысить скорость растворения матрицы (ее компонентов), а не увеличивать давление шлифования. При шлифовании алмаза под давлением 3 и 6 МПа может быть достигнут один морфологический тип поверхности с близкими значениями шероховатости (рис. 3 а, б). Однако растворение поверхностного слоя выявляет различные по структуре и протяженности дефектные слои (рис. 3 в, г). Причиной их образования являются силовые условия шлифования, приводящие к формированию сетки микротрещин в приповерхностном слое.

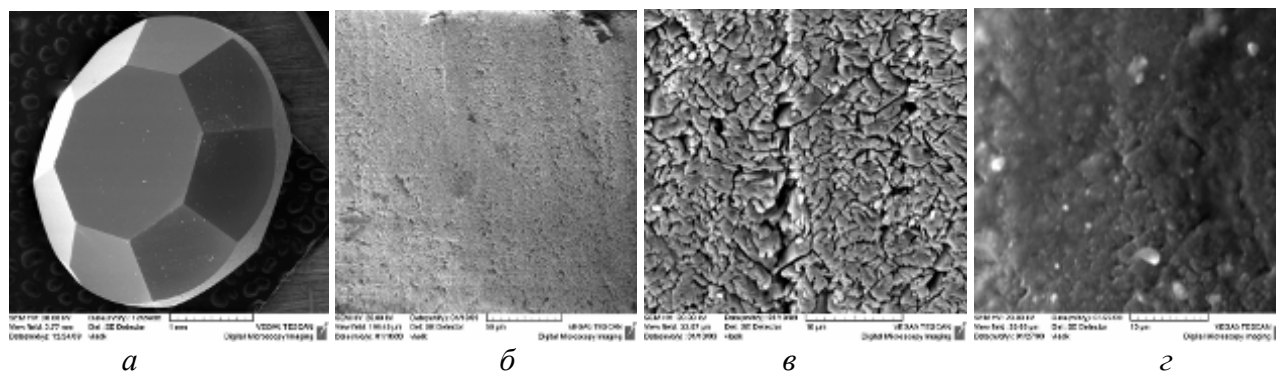


Рис. 3. Морфология поверхности рундиста бриллианта: а – морфология рундиста бриллианта; б – характерная морфология поверхности рундиста бриллианта; в – структура приповерхностного слоя рундиста бриллианта (шлифование при давлении 6 МПа); г – структура приповерхностного слоя рундиста бриллианта, (шлифование при давлении 3 МПа)

Литература

1. Захаренко И. П. Алмазные инструменты и процессы обработки. – К.: Техника, 1980. – 216 с.
2. Лупинович Л. М., Мамин Х. Л. Опыт применения полимерных материалов в абразивной промышленности. – М.: Наука, 1993.
3. Оптимизация свойств связок на основе фенолформальдегидной смолы / Е. В. Рудман, А. Е. Горбунов, В. М. Копылов, Н. Д. Симонов-Емельянов // Тр. ВНИИ алмаза. «Повышение эффективности применения алмазных инструментов». – М., 1986. – С. 77–86.
4. Эффективная заточка резцов с эльбором на плоскошлифовальных станках серийного производства / Г. Д. Злочевский, С. В. Парсегов, Ю. М. Зубарев, Е. Е. Линскерова // Тр.

ВНИИалмаза. «Повышение эффективности применения алмазных инструментов». – М., 1986. – С. 100–111.

5. Злочевский Г.Д., Сергеев В.А., Шитиков В.К. Влияние технологии переработки на свойства полимерного связующего и алмазосодержащей системы с высоким коэффициентом наполнения // Тр. ВНИИалмаза. «Перспективные направления применения алмазного инструмента в машиностроении». – М., 1991.

Поступила 09.06.09

УДК621.762.5:661.657.5

Т. О. Гарбуз¹, М. П. Беженар¹, д-р техн. наук; **С. А. Божко¹**, канд. техн. наук,
Н. М. Білявина², В. Я. Марків², кандидати фізико-математичних наук

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

²Київський національний університет ім. Тараса Шевченка, м. Київ, Україна

КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА ZrB_2 У ПОЛІКРИСТАЛАХ І КОМПЗИТАХ СИСТЕМИ $cBN-ZrN-Al$, ОТРИМАНИХ ПРИ ВИСОКОМУ ТИСКУ

Features of crystal structure ZrB_2 in the polycrystals obtained at sintering of powders ZrB_2 at a high pressure and in composites system $cBN-ZrN-Al$ obtained by reactionary sintering at a high pressure it has been investigated.

Вступ

Тенденції розвитку виробництва надтвердих полікристалічних матеріалів на основі кубічного нітриду бору (PCBN) для ріжучого інструменту пов'язані з їх призначенням для конкретних режимів металообробки і конкретних оброблюваних матеріалів. З цього випливають основні вимоги до в'язкості руйнування і зносостійкості PCBN, а останні залежать від структури, вмісту і дисперсності основної фази – cBN, вмісту, хімічного і фазового складу та структури інших фаз, що утворюють кераміку навколо каркасу cBN. Серед інших фаз є такі, що входять до складу вихідної шихти, наприклад, карбід або нітрид титану, і такі, що утворюються внаслідок реакційної взаємодії при спіканні, наприклад, нітрид алюмінію і бориди алюмінію. Зазначені вище фази є найбільш поширеними складовими композитів, представлених продукцією світових фірм (PCBN), а також розроблених в ІНМ НАН України композитів типу киборит [1].

У науковій літературі і рекламних проспектах до останнього часу не згадувалися PCBN, в складі яких присутні тугоплавкі бориди. Наші останні розробки засвідчили перспективу модифікування структури композитів системи cBN–Al додаванням до шихти дибориду титану з підвищенням зносостійкості композиту за рахунок кристалізації з розплаву твердого розчину $Ti_xAl_{1-x}B_2$ замість AlB_2 [2]. Запропонована нами ідея створення PCBN у системі cBN–Al–ZrN [3] полягає у зміні напрямку реакцій при спіканні в умовах високого тиску шихти cBN–Al, яка досягається добавками ZrN, внаслідок чого основними складовими кераміки, розташованої навколо каркасу cBN, стають продукти реакції – ZrB_2 і AlN. Експерименти [4] зі спікання в умовах високого тиску (7,7 ГПа) шихти cBN–ZrN–10 %Al (із вмістом ZrN 7 – 32 %) показали, що основними складовими композитів були cBN, AlN, ZrN і ZrB_2 . Фазу AlB_2 ідентифікували тільки в окремих випадках при невеликому вмісті ZrN. Тобто, з двох зазначених нижче реакцій перевагу мала (2):