

УДК 621.921.34

С. А. КЛИМЕНКО, Н. П. БЕЖЕНАР, И. А. ПЕТРУША,  
М. Ю. КОПЕЙКИНА, Ю. А. МЕЛЬНИЙЧУК

## СОЗДАНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ СВЕРХТВЕРДЫХ СТРУКТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ

*Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, Киев*

*(Поступила в редакцию 17.07.2015)*

Достижения в области механической обработки труднообрабатываемых материалов связаны с необходимостью повышения производительности, качества изделий, снижения стоимости обработки, что обусловлено использованием новых конструкций режущих инструментов, эффективных материалов для их оснащения, таких, например, как поликристаллические сверхтвердые материалы (ПСТМ) на основе кубического нитрида бора (сBN).

Важной задачей является разработка новых разновидностей инструментальной керамики, варьирование составом и структурой которой позволит улучшить ее функциональные свойства. Изучение закономерностей структурообразования композитов, исследование их физико-механических свойств, а также поиск областей эффективного использования полученных материалов определяют комплекс взаимосвязанных научно-исследовательских материаловедческих и технологических задач.

Основное отличие технологии формирования композитов с керамической матрицей на основе сBN от традиционных керамических композитов состоит в необходимости применения высоких давлений (4,5–8,0 ГПа) и температур (1800–2400 °С), отвечающих области термодинамической стабильности сBN.

Характерные особенности структурного состояния современной инструментальной керамики на основе сBN, по сути, переводят определенные варианты получаемых композитов в разряд новых материалов – *сверхтвердых структурированных композитов* (ССК) [1]. Принцип структурированности связывается с возможностью формирования при спекании гетерогенного структурного состояния материала, что позволяет целенаправленно изменять его физико-механические свойства, обуславливая ряд преимуществ по сравнению с монофазным гомогенным материалом. Содержание фазы сBN в ССК, как правило, не менее 95 об.%, т. е. материал является существенно монофазным, но гетерогенным по своей структуре.

В настоящее время разработаны два основных подхода к формированию структурного состояния ССК.

В первом варианте керамическая матрица на основе сBN упрочняется за счет введения высокопрочных изометричных частиц поликристаллического РсBN. Для структурного состояния армирующей компоненты характерны совершенство внутренних границ и высокий уровень межзеренной когезии. Границы в объеме матрицы формируются на основе межчастичных контактов при спекании с участием добавок активаторов, вводимых в количестве около 3–5 об.%. Структура матрицы способна тормозить распространение трещин, разветвляя их, что обеспечивает диссипацию энергии.

Во втором варианте ССК повышение прочности инструментальной керамики достигается путем введения в шихту для спекания матрицы сBN низкомолекулярных включений в количестве 3–5 об.%. Размеры включений должны быть существенно меньше некоторого критического значения, при котором возникающие при снижении давления остаточные растягивающие напряжения

вблизи включений в матрице недостаточны для спонтанного микрорастрескивания композита. Анализ механизмов упрочнения структуры композита осуществляется на основе представлений Хассельмана [2]. Главным механизмом повышения прочности является отклонение траекторий магистральных трещин, их ветвление в неоднородном поле упругих напряжений вблизи частиц другой фазы и диссипация энергии. Остаточные термо- и бароупругие напряжения являются следствием гетерофазности композита. Гетерогенность структурного состояния в этом типе ССК обусловлена локальными микроискажениями кристаллической решетки cBN в непосредственной близости к дисперсным включениям низкомолекулярной добавки.

При оптимизации составов и технологии получения ССК используются физико-химический и баротермомеханический подходы к структурному конструированию, что предусматривает анализы возможных фазовых и химических взаимодействий в рассматриваемых системах при спекании, а также полей внутренних напряжений, формируемых в композите. Известно, что поликристаллы с чистыми границами обладают максимально высокой прочностью и термостойкостью. В BN диффузионные процессы активно влияют на формирование внутренних границ при температуре  $T_{гр} > 2250$  °С, определяемой как  $T_{гр} \approx 0,7T_{пл}$ , где  $T_{пл}$  – температура плавления cBN при высоком давлении. Использование процессов самодиффузии лежит в основе различных вариантов получения высокопрочных поликристаллов, а также ССК.

В первом случае используемые в качестве армирующей компоненты высокопрочные изометричные частицы PcBN получали путем твердофазного превращения из квазикристаллического нитрида бора, синтезируемого в результате пиролиза газообразной смеси азот- и борсодержащих соединений (ПНБ). ПНБ имеет мезографитную или смешанную структуру на основе гексагональной (hBN) и турбостратной (tBN) форм BN, реже полностью одномерно неупорядоченную, характерную для tBN [3]. Дисперсность структуры соответствует нанодиапазону – общий интервал размеров кристаллитов в базисной плоскости 5–80 нм, вдоль оси *c* – 5–50 нм. Кристаллиты разделены турбостратными прослойками толщиной до 8 нм, значительный объем материала занимают участки аморфизованного BN [4]. ПНБ с неупорядоченной структурой термически устойчив по отношению к полиморфным превращениям и структурному упорядочению вплоть до температур примерно 2000 °С. Эффекты катализа в условиях термобарического воздействия также не проявляются из-за отсутствия примесей и флюидных фаз в системе. Плотность использованного ПНБ примерно 1,96–2,0 г/см<sup>3</sup>.

Зеренная структура PcBN с границами рекристаллизационного происхождения формируется в сплошной среде ПНБ, не имеющей свободных поверхностей, в отличие от спекания частиц «готовой» фазы. При давлении 9–10 ГПа и температуре 2250 °С фазовое превращение в cBN происходит с большой скоростью и завершается через 20–30 с благодаря активизации самодиффузии и исключительно высокой скорости зародышеобразования плотной фазы. Переохлаждение метастабильной фазы (например, по отношению к условиям равновесия cBN↔hBN) составляет более 1300 °С. Из-за большой скорости зародышеобразования формируется тонкозернистая субмикронная структура cBN(тз) с размером зерен  $d = 0,1–0,4$  мкм (рис. 1). Низкотемпературная рекристаллизация наблюдается еще на этапе незавершенного фазового превращения – ее движущей

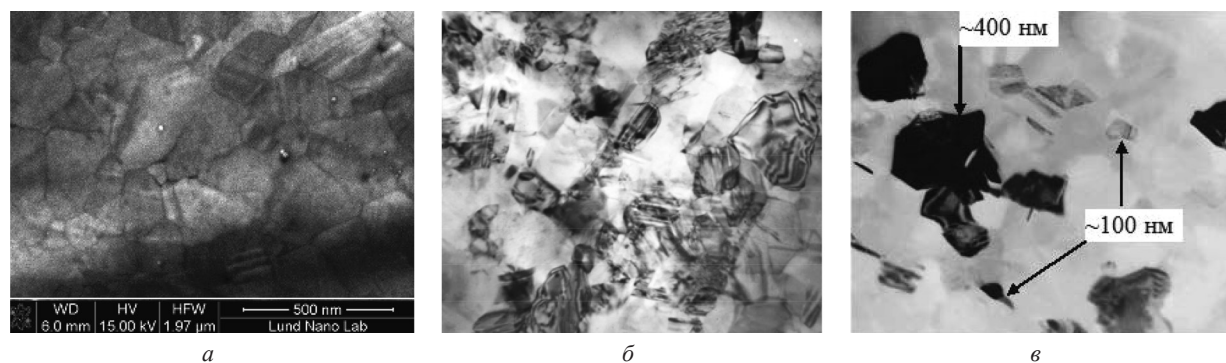


Рис. 1. Структура cBN(тз): *a* – растровое изображение зерен с микродвойниками; *б* – субструктура в светлопольном изображении на просвет; *в* – темнопольное изображение отдельных зерен во фрагменте кольца 111

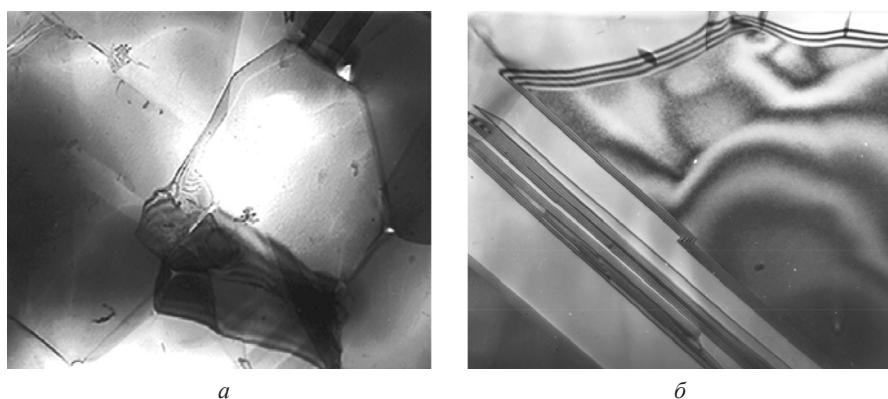


Рис. 2. Структура  $cBN$  в светлопольном изображении на просвет в электронном микроскопе: *a* –  $cBN(mz)$  с размером зерен 1–4 мкм; *б* –  $cBN(гз)$  с размером зерен примерно 20 мкм

щая сила определяется совместным действием внешней нагрузки и фазового наклепа. Плотность  $cBN(гз)$  после завершения превращения составляет  $3,476 \text{ г/см}^3$  (пористость примерно 0,46%).

При температурах выше  $2250 \text{ }^\circ\text{C}$  в результате активизации диффузионных процессов в тонкозернистых структурах  $cBN$  развиваются процессы собирательной рекристаллизации (СР). Так, при температуре  $2400 \text{ }^\circ\text{C}$  за 40 с термобарического воздействия размер зерен увеличивается на порядок. Мелкозернистой структуре полученных поликристаллов  $cBN(mz)$  присущи однородность и равноосность зерен размером 1–4 мкм (рис. 2). Крупнозернистая структура  $cBN(гз)$  формируется на этапе интенсивной собирательной рекристаллизации при температуре примерно  $2550 \text{ }^\circ\text{C}$ . В образцах этого типа зерна отличаются как размерами, так и морфологией. Около 70% объема составляют матричные зерна размером 20–30 мкм. Между матричными зернами часто расположены мелкие зерна размером 3–5 мкм.

Поликристаллы  $cBN(гз)$  и  $cBN(mz)$  имеют слабую текстуру (табл. 1), что, вероятно, является следствием кристаллоориентированного преобразования упорядоченной компоненты ПНБ, которая появляется при термобарическом воздействии. В  $cBN(гз)$ , несмотря на значительный размер матричных зерен, происходит уменьшение размеров областей когерентного рассеяния (ОКР), что согласуется с предварительным заключением о ходе СР в условиях ползучести, которая сопровождается повторной рекристаллизацией.

Упругие модули поликристаллов рассчитаны с учетом значений  $\nu_l$  и  $\nu_p$ , а также плотности образцов ( $3,48 \pm 0,01 \text{ г/см}^3$  (табл. 1, [5])).

Таблица 1. Микроструктурные характеристики, скорость распространения ультразвуковых колебаний, теплопроводность, упругие модули и коэффициент Пуассона  $cBN$

Параметр	Тип образца $cBN$		
	$cBN(гз)$	$cBN(mz)$	$cBN(гз)$
Микроискажение решетки $\delta d/d$	0,00045(2)	Физическое уширение линий 002 и 004 не выявлено	0,00027(5)
Микронапряжение $\sigma$ , ГПа	0,39(2)		0,23(4)
Размер ОКР, нм	23,1(0,8)	> 140	45,5(4)
Плотность дислокаций	$0,582E+12$	–	$0,156E+12$
Размер зерен, мкм	0,1–0,4	1–4	~20
Скорость УЗ-колебаний:			
продольная $\nu_l$ , м/с	17037	16091	15549
поперечная $\nu_p$ , м/с	10584	10490	9917,9
Теплопроводность, Вт/(м·К)	180–200	400–600	300–400
Упругие модули:			
Юнга $E$ , ГПа	923,3	864,1	794,9
сдвига $G$ , ГПа	389,3	382,2	343,5
всестороннего сжатия $B$ , ГПа	489,8	389,6	386,3
коэффициент Пуассона	0,186	0,130	0,157

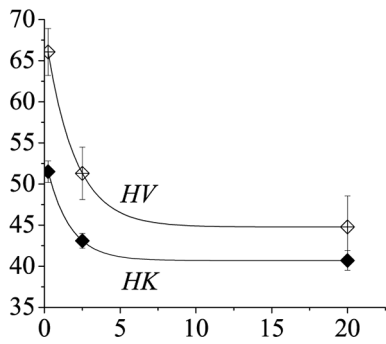


Рис. 3. Зависимости твердости PcBN от размера зерна

Результаты исследований свидетельствуют об увеличении твердости PcBN при уменьшении размера зерна поликристаллической структуры (рис. 3). В зависимости от среднего размера зерна ( $\langle d \rangle$ ) изменение твердости соответствует соотношению Холла–Петча:  $HV = 43,13 + 11,55/\langle d \rangle^{1/2}$ ;  $HK = 39,28 + 6,10/\langle d \rangle^{1/2}$ , где HV и HK получают в гигапаселях, подставляя значение  $d$  в микрометрах.

Структура PcBN упрочняется и при уменьшении размеров зерен до 40 нм, после чего ее снижение обусловлено изменением физических механизмов деформации (обратное соотношение Холла–Петча) [5]. В диапазоне  $d = 0,04\text{--}2,00$  мкм наблюдается нормальный закон по соотношению  $HV = 38 + 4/\langle d \rangle^{1/2}$ , что значительно отличается от полученной зависимости  $HV = 43,13 + 11,55/\langle d \rangle^{1/2}$

в диапазоне  $d = 0,25\text{--}20$  мкм. Рассчитанные значения  $K_{IC}$  поликристаллов cBN(гз) и cBN(гз) составляют соответственно  $(9,1 \pm 2,1)$  и  $(7,5 \pm 1,6)$  МПа·м<sup>1/2</sup>. По показателю прочности ( $F$ ) при одноосном статическом сжатии PcBN, структурное состояние которого соответствует cBN(мз), превосходит монокристаллы и композиты на основе cBN и соответствует прочности алмаза AC20–AC50 (рис. 4, а). Расчетное значение предела прочности на растяжение при диаметральной сжатии (с учетом масштабного фактора)  $\sigma = 0,9\text{--}1,1$  ГПа (рис. 4, б).

Твердость образцов в диапазоне температур спекания микропорошков 2000–2400 °С представлена на рис. 5. Кривая 5 соответствует PcBN и нагрузке на индентор 4,9 Н. Эти данные необходимо несколько скорректировать (уменьшить полученные значения на 10%), учитывая зависимость твердости от нагрузки, установленную в [6].

Трещиностойкость образцов PcBN максимальной плотности, спеченных в диапазоне температур 2200–2350 °С, практически не зависит от размера частиц исходного порошка в диапазоне 0,5–12 мкм [7]. При оптимальной температуре спекания 2200 °С для частиц cBN размером 2–4 мкм или при 2350 °С для частиц размером 8–12 мкм модули Юнга получаемых спеков соответственно 894 и 853 ГПа. При этом вязкость разрушения материала  $K_{IC} = 6,8$  МПа·м<sup>1/2</sup> [7].

Высококачественный поликристаллический cBN(гз–гз), обладая высокой прочностью, может быть использован для изготовления армирующей керамической матрицы наполнителей при получении ССК.

Вязкость разрушения PcBN, получаемых методом твердофазного превращения, занимает промежуточное положение между  $K_{IC}$  монокристаллов cBN (2–3 МПа·м<sup>1/2</sup>) и  $K_{IC}$  керамики системы

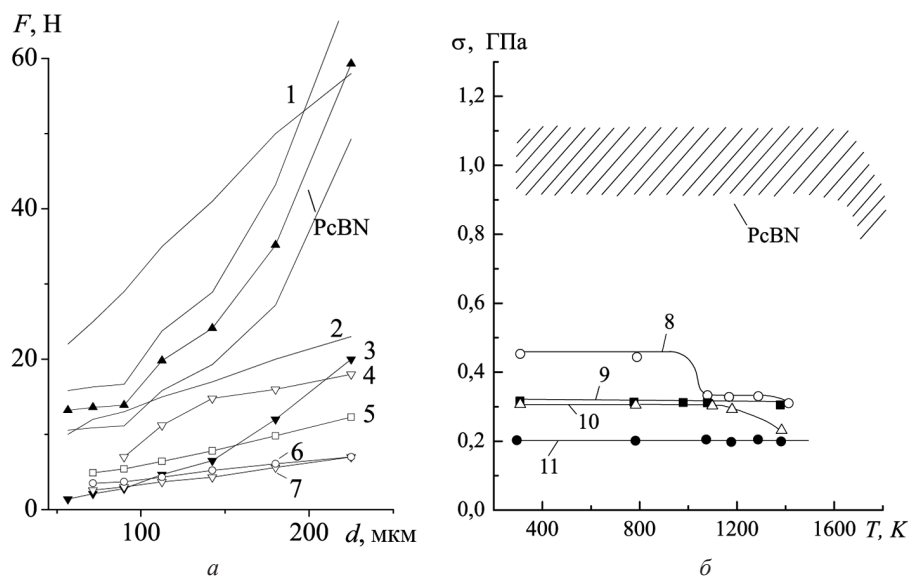


Рис. 4. Зависимости показателя прочности (а) и предельных растягивающих напряжений (б) от размера частиц и температуры для алмаза AC 50 (1), AC 20 (2), киборита (дробленый) (3), кибора (КТ) (4), гексанита-А (5), кубонита КР (6), эльбора ЛД (7), эльбора-РМ (8), киборита (9), гексанита-Р (10), композита 05-ИТ (11)

Рис. 5. Зависимости твердости РсВN (1–3 нагрузка 39 Н; 4 – 49 Н; 5 – 4,9 Н) от температуры получения: 1, 2, 3 – спекание микропорошков с размерами частиц соответственно 0,5–1,2; 2–4 и 8–12 мкм [6]; 4 – фазовое превращение кристаллического высокоориентированного ПНБ [8]; 5 – фазовое превращение ПНБ с неупорядоченной изотропной структурой

ВN–Al (12–14 МПа·м<sup>1/2</sup>). Для создания ССК, в котором реализуется потенциально высокая прочность РсВN, порошки из них использовали в качестве армирующего материала для упрочнения композиции с относительно «вязкой» матрицей из ПСТМ на основе сВN торговой марки «Киборит» (система сВN–AlB<sub>12</sub>, AlN) (рис. 6).

Рассмотренный ССК получил торговую марку «Гетеронит». Он проявил себя как высокоэффективный материал для режущих инструментов, предназначенных для обработки закаленных сталей, чугунов и жаропрочных износостойких покрытий с большими сечениями среза (рис. 7).

Во втором варианте ССК повышение прочности и термостойкости инструментальной керамики достигается путем введения в шихту для спекания сВN низко модульных включений (например, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) в количестве 3–5 мас.%. Предполагается, что остаточные напряжения в композите определяются главным образом не термо-, а бароупругостью вследствие близости КТР компонентов. После охлаждения образца при уменьшении внешнего давления несоответствие коэффициентов сжимаемости сВN

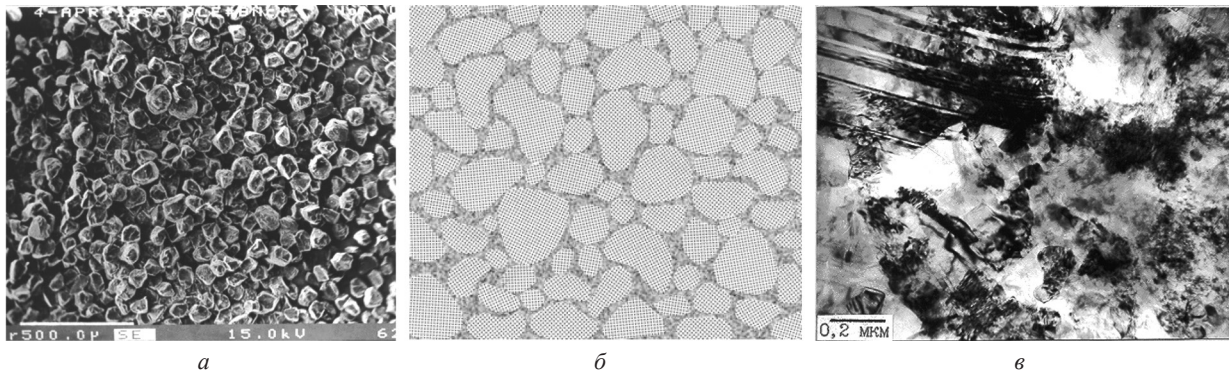
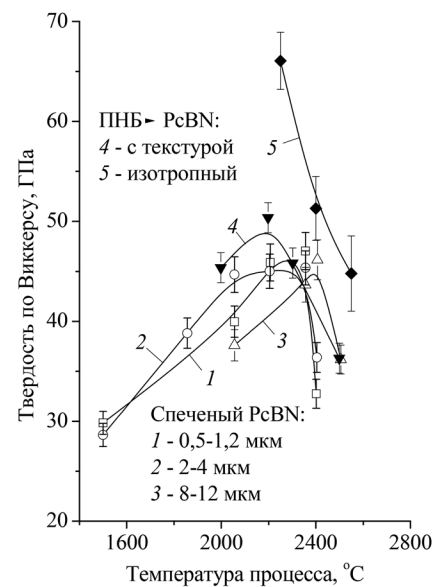


Рис. 6. Структура ССК торговой марки «Гетеронит»: а – высокопрочный наполнитель из РсВN; б – модель структуры (высокопрочные частицы РсВN армируют керамическую матрицу на основе ПСТМ торговой марки «Киборит»); в – ультрадисперсная структура наполнителя (справа) в пограничных областях с крупными зёрнами матрицы (слева)

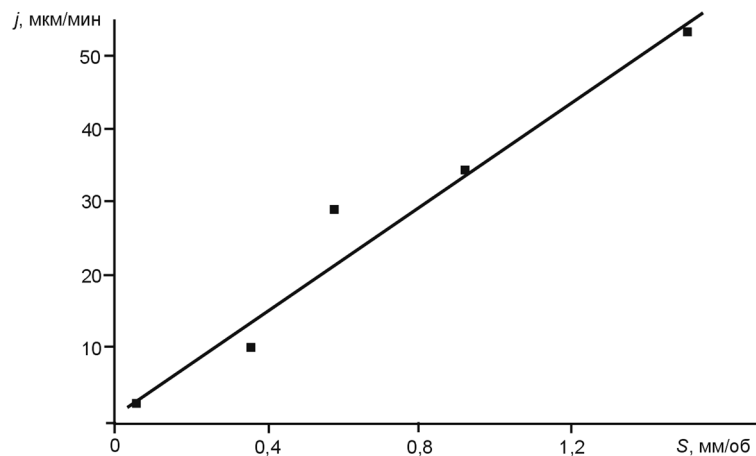


Рис. 7. Влияние величины подачи на интенсивность изнашивания инструмента, оснащенного ССК торговой марки «Гетеронит», при обработке плазменно-наплавленного покрытия ПГ-СР4 (57–60 HRC)

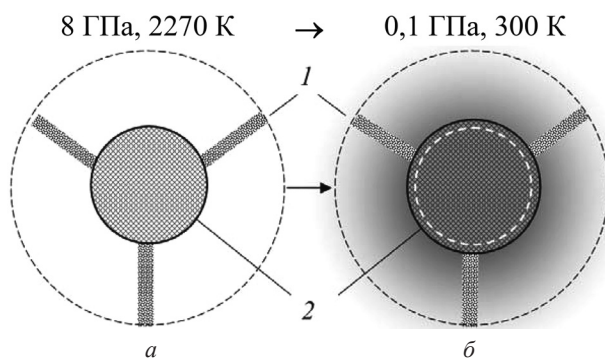


Рис. 8. Модель структуры ССК в условиях термобарического воздействия (а) и после него (б): 1 – межзеренные границы в матрице сBN; 2 – включение Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (упругодеформированное состояние вокруг включения иллюстрируется градиентной окраской)

случае со средним размером 4–12 мкм, сопоставимым с размером частиц исходного микропорошка сBN. Содержание в композите гранул первых двух фракций составляло по 10 мас.%. Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, третьей фракции – в количествах 3, 6 и 10 мас.%. Образцы спекали при давлении 8 ГПа и температуре 2250 °С.

Несоответствие КТР фаз приводит к возникновению остаточных напряжений как в матрице, так и во второй фазе. Для пары сBN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> величина  $\Delta\alpha$  незначительна и для условий высоких давлений необходимо учитывать гетеромодульность компонентов. После охлаждения образца при уменьшении внешнего давления несоответствие коэффициентов сжимаемости сBN и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> приводит к появлению остаточных бароупругих напряжений. В этом случае необходимо учитывать произведение  $\Delta(1/B)\Delta p$ , где  $B$  – модуль всестороннего сжатия;  $\Delta p$  – диапазон изменения давления. Учитывая значительное различие в величинах  $B$  для пары сBN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, можно предположить, что остаточные напряжения в композите будут определяться главным образом баро-, а не термоупругостью (табл. 2). Величина остаточных напряжений в матрице зависит также от радиуса  $r$  включений второй фазы и расстояния от них [9]. При размере включений, меньшем критического ( $r_c$ ), в композите возможно поглощение внешней энергии, что соответствует повышению его прочности. Критический размер второй фазы, при котором не возникает растрескивания матрицы, может быть значительным в случае сBN при учете большой энергии межатомной связи алмазоподобной структуры.

Т а б л и ц а 2. Упругие модули, твердость и трещиностойкость композитов

Параметр	Композит		
	сBN [6, 7]*	$\beta$ -Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	сBN– $\beta$ -Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (3 мас.%)
$E$ , ГПа	894	309	860
$G$ , ГПа	402	122	366
$B$ , ГПа	383	216	440
$\eta$	0,111	0,262	0,175
HV, ГПа	47 ( $F = 39$ Н)	19,5±0,3 ( $F = 98$ Н)	36,2±2,6 ( $F = 98$ Н)
$K_{IC}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	6,8	3,3±0,3	11,7± 1,5

\* Спекание микропорошков с частицами 2–4 мкм без активирующих добавок.

Для субструктуры зерен сBN характерна предельно высокая плотность дефектов. Группы зерен  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> с хорошо сформированными границами расположены локализовано в отдельных зонах между зернами сBN (рис. 9).

Важной особенностью микроструктуры композита является наличие в нем хорошо сформированных межфазных границ сBN–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Они могут формироваться путем образования твердых растворов в результате взаимодействия контактирующих фаз (химическое взаимодействие с образованием новых соединений не наблюдалось).

и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> приводит к появлению остаточных напряжений, локализованных вокруг низко модульных включений Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (рис. 8).

Размер частиц порошка Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, использованного в исследованиях, составлял 1,0–1,5 мкм. Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> в виде самосвязанных гранул, образующихся в результате естественного комкования, вводили в микропорошок сBN с размером частиц 5–10 мкм (КМ 10/7 и КМ 7/5 в равных количествах). Использовали гранулы Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> трех фракций с размерами 1,25–1,6; 0,125–0,16 и 0,002–0,02 мм.

В процессе спекания гранулы формировали в матрице сBN локализованные включения с размерами примерно 1 и 0,1 мм, а в последнем

Исходя из соотношений масс, подвижностей и атомных размеров элементов, образование твердого раствора бора в  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  представляется наиболее вероятным. Учитывая тот факт, что исходные порошки содержат адсорбированный кислород, а также то, что поверхностные слои cBN по данным спектроскопии состоят из сопоставимых количеств В, N, O и С [10], можно ожидать, что образующийся твердый раствор будет иметь более сложный химический состав. Поэтому за возникновение достаточно прочной адгезионной связи между включениями  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  и матрицей cBN, по-видимому, ответственно реакционное формирование межфазных границ, насыщенных элементами В, N, O, С и Si.

Структура композита cBN– $\text{Si}_3\text{N}_4$  (3 мас.%) изотропна, зерна в основном ориентированы хаотично с большими углами разориентации (рис. 10, а).

Наблюдаются и малоугловые границы, очевидно формирующиеся в результате фрагментации отдельных зерен при деформации в условиях термобарического воздействия. Метод анализа картин дифракции обратнорассеянных электронов позволил выявить характер распределения остаточных напряжений в композите. Как видно из рис. 10, б, значительные пространственные области структуры композита, частично перекрываясь между собой, находятся в упругодеформированном состоянии.

При температуре спекания выше 2300 °С абразивная износостойкость композита снижается при практически неизменной его плотности. Причинами разупрочнения ССК являются: отжиг дефектов, первичная и собирательная рекристаллизация; поро- и трещинообразование в участках дисперсных зерен, обусловленное развитием ползучести без участия диффузионных процессов; образование hBN в виде пластинчатых включений 0,5–1,0 мкм, иногда в рекристаллизованном состоянии.

Композит cBN– $\text{Si}_3\text{N}_4$ , имеющий торговую марку «Борсинит», полученный при оптимальных параметрах  $p, T$ -воздействия, имеет плотность  $(3,465 \pm 0,005)$  г/см<sup>3</sup>. Значения упругих модулей составляют  $E = 860$  ГПа,  $G = 366$  ГПа;  $B = 440$  ГПа,  $\eta = 0,175$ . Средние значения твердости по Виккерсу и трещиностойкости:  $HV = (36,2 \pm 2,6)$  ГПа ( $F = 98$  Н) и  $K_{IC} = (11,7 \pm 1,5)$  МПа·м<sup>1/2</sup>. Сопоставление со свойствами компонентов приведено в табл. 2.

Результаты испытаний (рис. 11) показали, что инструменты из ССК торговой марки «Борсинит» успешно работают при прерывистом точении закаленных сталей.

Современные процессы финишной механической обработки базируются на результатах научных исследований природы и закономерностей протекания механических и физико-химических явлений в зоне контактирования инструмента с изделием с учетом действия среды, окружающей зону обработки, механизмов изнашивания и разрушения инструмента, закономерностей формирования состояния поверхностного слоя изделий в процессе обработки. Ключевую роль в обеспечении технологии играет используемый инструмент – материал его режущей части, кинематика движения и конструкция.

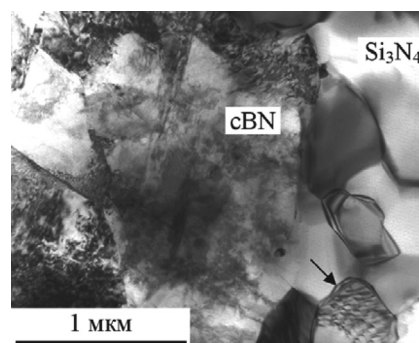


Рис. 9. Фрагментированное зерно в композите cBN– $\text{Si}_3\text{N}_4$  (стрелкой показано зерно  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с сеткой дислокаций)

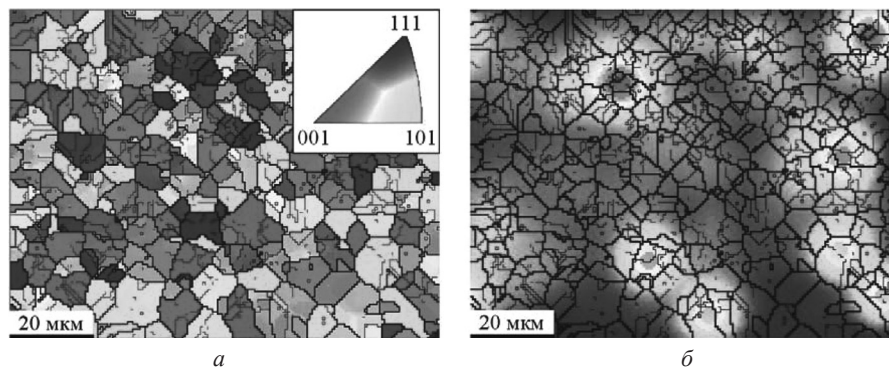


Рис. 10. Хаотическая ориентация зерен cBN в композите cBN– $\text{Si}_3\text{N}_4$  (3 мас.%) (на вкладыше показана полярная диаграмма ориентаций плоскостей)

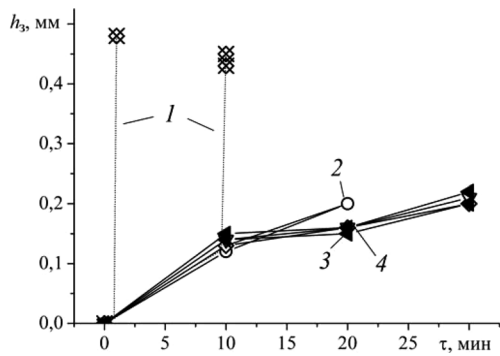


Рис. 11. Износ по задней поверхности инструментов из ПСТМ KBN900 (1) и ССК «Борсинит» (2–4) с пластинами RNGN: 1–120300Т; 2 – 70300Т; 3 – 090300Т; 4 – 120400Т (сталь 9ХС, 60–62 HRC;  $v = 80$  м/мин;  $S = 0,2$  мм/об;  $t = 0,8$  мм)

в единицу времени за счет увеличения подачи (рис. 12). Вторым решением – управление механизмом взаимодействия инструмента с обрабатываемым изделием и элементами окружающей среды в зоне резания путем разработки новых композитов инструментального назначения с более высокими физико-механическими свойствами. Второй подход позволяет повысить производительность обработки за счет увеличения скорости резания. Оба подхода обеспечивают получение требуемого качества обработанной поверхности изделий и могут реализовываться одновременно.

Для реализации первого направления предложено использовать в процессе обработки инструменты с косоугольной геометрией: однокромочные («бреющие») резцы и резцы с выпуклой пе-

Основные тенденции развития процессов лезвийной обработки инструментами, оснащенными ССК на основе cBN, представляются следующими.

**Высокопроизводительная обработка.** Применение инструментов, оснащенных ССК на основе cBN, обеспечивает значительное повышение производительности механической обработки, получение высококачественного обработанного изделия, а также позволяет использовать при изготовлении уникальных сложнопрофильных изделий современные конструкционные материалы с высокими механическими свойствами [11].

Задача совершенствования технологий лезвийной обработки решается за счет управления величиной зоны взаимодействия инструмента с изделием. Первым из таких решений является разработка режущих инструментов, позволяющих снимать большой объем материала

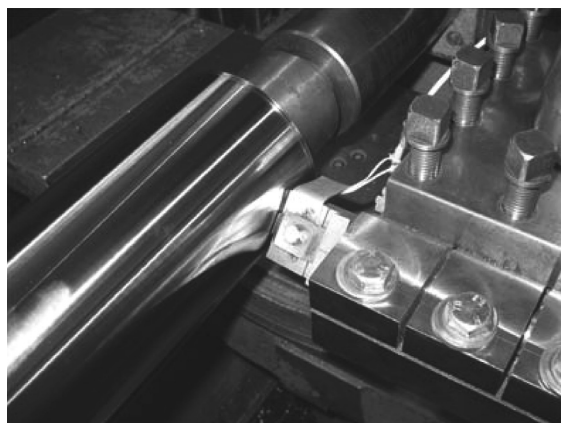
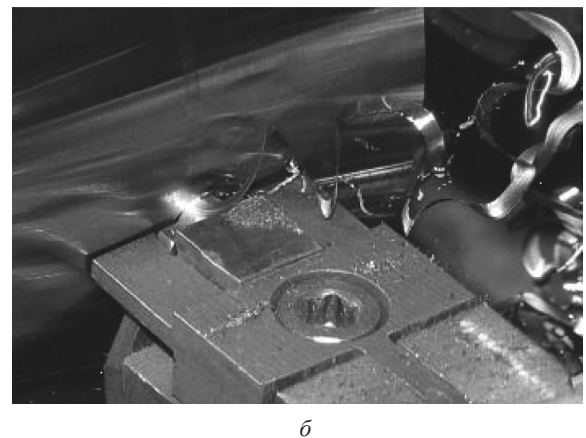
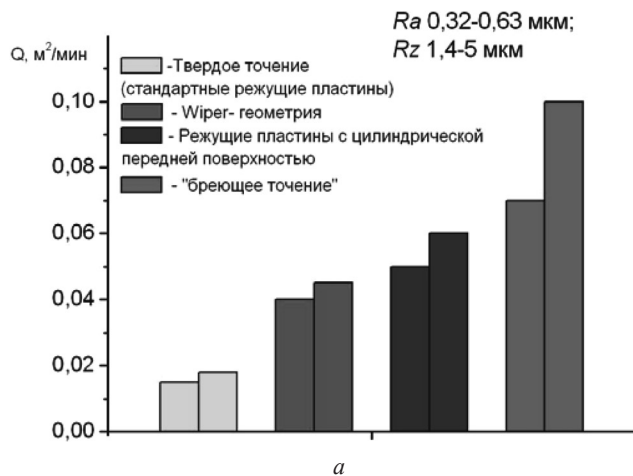


Рис. 12. Производительность технологий финишной обработки инструментами, оснащенными композитами на основе cBN (а), обработка детали из закаленной стали ШХ15 (60–62 HRC) резцом из ПСТМ на основе cBN торговой марки «Киборит» с цилиндрической передней поверхностью (б) и «бреющим» резцом из ССК торговой марки «Борсинит» (е)



редней поверхностью, которые характеризуются работой с большими подачами, обеспечивая высокое качество обработанной поверхности. Конструкция инструментов для обработки деталей из закаленных сталей предполагает оснащение их режущими пластинами из ССК на основе cBN с формами SNUN, RNMN по стандарту ISO 1832-85.

Обработка инструментами, работающими по косоугольной схеме, производится с подачами от 0,2–0,6 (резцы с выпуклой передней поверхностью) до 1 мм/об (однокромочные резцы), что в 2–5 раз выше в сравнении с обработкой обычными инструментами. Высота микронеровностей на обработанной поверхности составляет  $Ra$  0,20–0,80;  $Rz$  1,25–2,5.

Основной причиной, обуславливающей высокое качество обработанной поверхности, в случае применения инструментов, работающих по косоугольной, приближенной к свободной, схеме резания, является характер пластических явлений в зоне перед режущим инструментом. В случае, когда условия резания приближены к условиям свободного резания, влияние данного эффекта снижается, что позволяет обеспечивать более высокое качество обработанной поверхности в сравнении с обычными инструментами.

Стойкость инструмента с цилиндрической передней поверхностью при обработке стали ШХ15 (60–62 HRC) со скоростями резания 60–120 м/мин составляет 30–80 мин в зависимости от величины подачи, что позволяет обрабатывать длинномерные детали. Обработка проводится с глубиной резания 0,05–0,30 мм.

Благодаря увеличению диапазона используемых подач, технология точения безвершинными резцами и резцами с выпуклой передней поверхностью обеспечивает повышение производительности точения в 2–8 раз в зависимости от требуемого качества обработанной поверхности.

Контактное взаимодействие в зоне резания характеризуется как комплекс процессов адгезии, диффузии, микро- и макродеформирования и разрушения, химического взаимодействия, включающего в различных средах окисление, азотирование, наводороживание, контактно-реактивное плавление и др. Эти процессы определяют механизм изнашивания режущих инструментов, их возможности по эффективной обработке и формированию заданного состояния поверхностного слоя обработанных изделий.

На интенсивность изнашивания инструмента, оснащенного ПСТМ на основе cBN, оказывает влияние химическое взаимодействие материала инструмента с обрабатываемым материалом, а также элементами окружающей среды. На первом этапе взаимодействие протекает с образованием боридов металлов, входящих в состав обрабатываемого материала, и выделением азота. В дальнейшем борид совместно с образовавшим его металлом формируют эвтектику, плавление которой и вынос продуктов взаимодействия из зоны резания обуславливают износ инструмента. Управлять износом инструмента возможно за счет воздействия на первую стадию химического взаимодействия контактирующих материалов превентивным введением в зону резания свободного азота с повышенным парциальным давлением, что сдвигает в более высокотемпературную область реакцию с образованием боридов (рис. 13).



Рис. 13. Модельная схема влияния химического взаимодействия в зоне резания на износ инструментов, оснащенных композитами на основе cBN, при точении сплавов, содержащих Fe, Ni, Cr

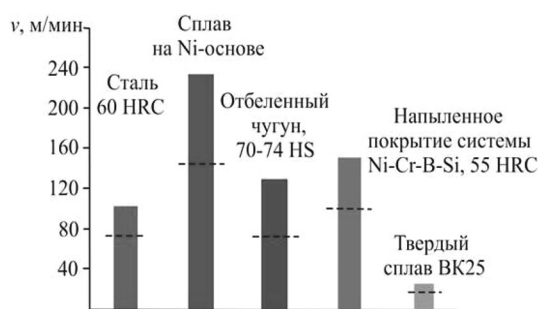


Рис. 14. Скорость резания инструментами из композитов на основе cBN при точении конструкционных материалов: ССК торговой марки «Борсинит» (выше черты); ПСТМ на основе cBN торговой марки «Киборит» (ниже черты)

Таким образом, наличие в составе ССК торговой марки «Борсинит»  $\text{Si}_3\text{N}_4$  способствует повышению работоспособности оснащенного композитом режущего инструмента за счет формирования в его структуре локальных зон напряжений и уменьшения интенсивности химического взаимодействия в зоне резания (рис. 14).

*Многокоординатная обработка сложнопрофильных изделий.* Перспективный способ повышения эффективности обработки инструментом из ССК на основе cBN – многокоординатная обработка. Она производится инструментом с переменной режущей вершиной, практически методом обката рабочей части режущего инструмента – одним резцом полностью обрабатывается сложно-профильное изделие (рис. 15).

Инструменты, оснащенные ССК торговой марки «Борсинит», показали высокую работоспособность при обработке прокатных валков с ручьями и их элементов из твердых сплавов группы ВК (BK25, BK30) со скоростью резания  $v = 15\text{--}20$  м/мин.

Таким образом, следует отметить, что современные технологии финишной механической обработки базируются на результатах широкого круга научных исследований природы и закономерностей протекания механических и физико-химических процессов в зоне контактирования инструмента с изделием с учетом действия окружающей среду обработки, механизмов изнашивания и разрушения инструментов, закономерностей формирования состояния поверхностного слоя изделий в процессе обработки. Результаты такого широкого комплекса научных исследований – залог создания нового инструмента, успешно работающего как по сырым, так и по упрочненным материалам в условиях ударных и безударных нагрузок.

При этом ключевую роль в обеспечении эффективности технологии играет используемый материал режущего инструмента.

Обеспечение эффективности процессов механической обработки, прежде всего, связано с созданием материалов с повышенными механическими, теплофизическими и химическими свойствами для оснащения инструментов, разработкой принципов управления процессами механики и фи-

Кроме выполнения функции ингибитора реакции образования боридов азот в зоне резания снижает интенсивность окисления материала инструмента. Это изменяет механизм изнашивания инструмента, снижая его интенсивность особенно в условиях высокоскоростной обработки.

Появление свободного азота в контактной зоне может быть достигнуто за счет введения в состав композита азотсодержащей составляющей, взаимодействующей с обрабатываемым материалом с выделением азота при температуре ниже температуры его взаимодействия с нитридом бора. Анализ физико-механических и химических свойств ряда нитридов позволяет предложить  $\text{Si}_3\text{N}_4$  в качестве такой составляющей композита.

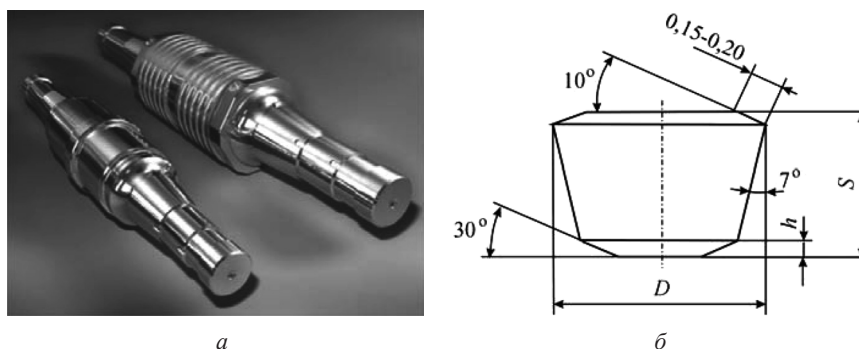


Рис. 15. Прокатные валки с ручьями (а), режущая пластина формы WMNM (б)

зикохимии контактного взаимодействия инструментов с обрабатываемыми изделиями и элементами окружающей среды, разработкой инструментов, конструкции которых базируются на новейших представлениях о закономерностях процесса резания.

### Литература

1. Туркевич В. З., Беженар Н., Петруша И. А. // Физико-технические проблемы современного материаловедения. В 2 т., Т. 2 / Ред. кол.: И. К. Походня (предс.) и др. К., 2013. С. 254–282.
2. Hasselman D. P. H., Becher P. F., Mazdidasni K. S. // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 1980. Bd 11, N 3. P. 82–92.
3. Шарупин Б. Н., Кравчик А. Е., Ефременко М. М. и др. // ЖПХ. 1990. Т. 63, № 8. С. 1698–1701.
4. Дедков В. С. Структурная иерархия нитрида бора и ее связь со свойствами: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. Томск, 1996.
5. Dubrovinskaia N., Solozhenko V. L., Miyajima N. et al. // *Appl. Phys. Lett.* 2007. Vol. 90. P. 101912-1–101912-3.
6. Taniguchi T., Akaishi M., Yamaoka S. // *Journ. of Materials Research*. 1999. Vol. 14, N 1. P. 162–169.
7. D'Evelyn M. P., Taniguchi T. Elastic properties of translucent polycrystalline cubic boorn nitride as characterized by the dynamic resonance method. *Diamond and Related Materials*. 1999. Vol. 8. P. 1522–1526.
8. Бритун В. Ф., Курдюмов А. В., Танигучи Т. и др. // *Сверхтв. материалы*. 2003. № 2. С. 14–25.
9. Li J. *Nanocomposites: Handbook of Nanophase and Nanostructured Materials*. Vol. 4. Materials Systems and Applications (II) (Zhonglin Wang, Yi. Lin, Ze Zhang), Kluwer Academic/Plenum Publishers, Tsinghua University Press. 2003. P. 69–95.
10. Богатырева Г. П., Зусманов Е. Р., Котова Н. В. и др. // *ЖТФ*. 1997. Т. 67, № 6. С. 36–40.
11. Инструменты из сверхтвердых материалов / Под ред. Н. В. Новикова, С. А. Клименко. М., 2014.

*S. A. KLIMENKO, N. P. BEZHENAR, I. A. PETRUSHA,  
M. Yu. KOPEYKINA, Yu. A. MELNIYCHUK*

### CREATION AND APPLICATION OF TOOL CERAMICS BASED ON SUPERHARD STRUCTURED COMPOSITES

#### Summary

The state-of-the-art of development and improvement of superhard composites based on the cubic boron nitride have been considered. Such composites are used for equipment of cutting tools for machining of materials with high mechanical properties.