

П.А. Витязь, академ., д.т.н., проф.**В.Т. Сенють, к.т.н.***Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск***М.Л. Хейфец, д.т.н., проф.***ГНПО «Центр» НАН Беларуси, Минск***А.Н. Москаленко, к.т.н.***ЧУП «Азид», Минск***В.В. Загоржевский, к.т.н.***Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка*

Производство наноструктурных инструментальных материалов на основе кубического нитрида бора

На основе выполненных исследований разработаны технологии спекания в условиях высоких давлений и температур широкой гаммы наноструктурных композиционных материалов инструментального назначения с использованием микро-, субмикро- и наноструктурных порошков cBN и нанопорошков тугоплавких соединений. Разработаны процессы химического модифицирования микро-, нано- и ультрадисперсных порошков плотных (вюрцитной и кубической) фаз BN. По новым технологическим процессам спекания и синтеза в условиях высоких давлений и температур получены композиционные и поликристаллические сверхтвердые материалы на основе cBN с высокодисперсной структурой и минимальным количеством связующих и активирующих добавок.

Ключевые слова: *высокие давления и температуры; тугоплавкие соединения; наноструктурные порошки cBN; сверхтвердые материалы.*

Введение. Современный подход к получению поверхностных слоев прецизионных деталей машин, приборов и изделий, производительности и себестоимости их обработки предполагает развитие новых и совершенствование известных методов формирования поверхности. Наиболее значимые тенденции в современной технологии обработки резанием, такие как замена шлифования лезвийной обработкой для деталей высокой твердости, обработка без применения охлаждающих жидкостей или с минимальным смазыванием, микрообработка поставили задачу увеличения эксплуатационных характеристик инструментальных материалов, прежде всего, твердости, трещиностойкости, термостойкости [1]. Физико-механические свойства инструмента, шероховатость и точность обрабатываемых резанием изделий зависит при прочих равных условиях от размеров зерен и кристаллитов используемых при его изготовлении материалов.

Реализация перечисленных тенденций возможна за счет применения инструмента из консолидированных тугоплавких и сверхтвердых наноструктурных композиционных материалов на основе сверхтвердых фаз нитрида бора, т.к. переход к нанометровому диапазону предполагает как повышение физико-механических свойств синтезируемых сверхтвердых материалов, так и эксплуатационных характеристик инструмента на их основе [2]. Поэтому создание и производство сверхтвердых поликристаллов из порошков плотных форм нитрида бора (кубического cBN и/или вюрцитного wBN) с нано- и субмикроструктурной структурой является актуальной практической задачей.

Целью настоящей работы является разработка новых подходов и технологических решений при синтезе инструментальных наноструктурных материалов на основе кубической модификации BN.

Особенности получения, структуры и свойств поликристаллических сверхтвердые материалы (ПСТМ) на основе cBN. В промышленном производстве различных изделий постоянно используются материалы с повышенными прочностью, твердостью, износостойкостью, что вызывает определенные трудности при их механической обработке [3]. Данное обстоятельство обуславливает необходимость создания эффективных материалов для режущего инструмента. Существующие сверхтвердые материалы – алмаз и кубический нитрид бора (cBN) по твердости превышают большинство конструкционных материалов в 2–5 раз и в значительной мере соответствуют требованиям, предъявляемым к режущим инструментам большинства современных отраслей промышленности. Промышленностью производится широкая гамма так называемых поликристаллических сверхтвердых материалов – ПСТМ на основе cBN. Основу их структуры составляют, как правило, микропорошки cBN каталитического синтеза. Помимо высокого значения твердости инструментальные материалы должны обладать и другими свойствами – прочностью, теплопроводностью, термостойкостью и др. Управление процессами формирования структуры поликристаллов позволяет создавать материалы с требуемыми сочетаниями свойств [4, 5].

Технологии изготовления ПСТМ из сBN предполагают воздействие высоких давлений (5–12 ГПа) и температур (1500–2600 К) на порошки BN различной дисперсности и фазового состава [6]. Классификация ПСТМ основана на способе их получения и особенностях структуры [7].

В отличие от монокристаллов природного алмаза и сBN, которые при приложении нагрузки разрушаются в основном в направлении приложения силы по плоскостям спайности, образцы из поликристаллического сBN разрушаются на несколько частей путем образования радиальных трещин в направлении перпендикулярном направлению действия силы. ПСТМ на основе сBN из-за своей структуры значительно лучше монокристаллов сопротивляются ударным нагрузкам и, несмотря на меньшую твердость по сравнению с природным алмазом, имеют более высокие значения пределов прочности на растяжение и поперечный сдвиг. При этом ударная прочность поликристаллов зависит от размеров зерен и с их увеличением снижается.

В качестве добавок и связок при спекании используют отдельные вещества или многокомпонентные композиции. Для производства ПСТМ используется широкий класс материалов, включающий практически все тугоплавкие металлы, металлоподобные и неметаллические тугоплавкие соединения, оксиды, а также металлы группы Fe, Al и Si.

Все добавки условно можно разделить на две группы:

- содержащие металлы и сплавы, обеспечивающие спекание сBN в присутствии жидкой фазы;
- содержащие тугоплавкие частицы, которые в процессе спекания не расплавляются.

Многокомпонентные композиции состоят из тугоплавких карбидов, карбидонитридов, нитридов, боридов, силицидов переходных металлов групп IVa, Va, VIa Периодической системы, их смесей или твердых растворов, металлов или интерметаллидов.

При рассмотрении термостойких ПСТМ на основе сBN следует учитывать принадлежность материала к одно- или многокомпонентным системам. Термостойкость таких материалов определяется как термической устойчивостью BN, так и изменением свойств связующего и примесей. При этом термостойкость композита на воздухе определяется двумя процессами: окислением сBN и wBN кислородом воздуха и обратным фазовым переходом в гексагональный BN (ГНБ, hBN).

Структурное состояние и состав ПСТМ определяют особенности их деформации и механизм разрушения, прочность и работоспособность при использовании в инструменте. Данному классу инструментальных материалов присуще как внутриверенное, так и межзеренное разрушение. Внутриверенное разрушение свидетельствует о том, что в нем реализуется максимальная прочность зерен сBN. Химические свойства BN во многом определяют возможность его использования в качестве инструментального материала, поскольку его химическая активность влияет на характер контактного взаимодействия с обрабатываемым материалом и окружающей средой.

Синтез исходных материалов для получения композитов. В качестве основы композиционных и поликристаллических сверхтвердых материалов были использованы субмикро- и микропорошки сBN, полученные в Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси. Исходные порошки синтезированы из ГНБ с использованием различных активаторов и катализаторов фазового превращения последнего в кубическую модификацию. Так, микропорошок кубического BN с размером частиц 4–10 мкм получен в системе BN-Mg; микропорошки сBN размером основной фракции 2–4 мкм [8], синтезирован в системе BN – NaN₃; субмикропорошки сBN были получены в системах Mg-Al-BN и Al-BN. В последнем случае количество вводимой добавки алюминия не превышает 5 мас. %, что позволяет повысить качество и термостойкость порошка.

В ряде случаев в качестве добавки дополнительно применяли порошок wBN взрывного синтеза размером до 1,5 мкм. Частицы wBN имеют поликристаллическое строение и состоят из зерен размером около 0,1–0,3 мкм с высокой степенью дефектности кристаллической решетки. Композиционный наноструктурный порошок нитридов кремния и алюминия (Si₃N₄-AlN) с соотношением Si₃N₄/AlN 50/50 мас. %, применяемый в качестве связующего, получен в Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (г. Черноголовка) методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [9].

Механическую активацию порошков hBN осуществляли в атриторе вертикального исполнения при скорости вращения импеллера 500 и 700 об/мин [10]. Модифицирование исходных порошков wBN и сBN проводили путем их химико-термической обработки, которая заключается в осаждении на поверхность и диффузионном насыщении поверхностного слоя частиц порошка вольфрамом (W), бором (B), титаном (Ti), алюминием (Al), взаимодействующими с BN в условиях термобарического спекания [11].

Изучение особенностей композиционных материалов на основе наноструктурного (ультрадисперсного) сBN до и после модифицирования. Изучали компактируемость наноструктурированных немодифицированных порошков сBN с размером исходных частиц 0,1–0,2 мкм. Порошки были получены из механоактивированного порошка hBN [12]. Термобарическую обработку порошков проводили на аппарате высокого давления типа «тороид», рассчитанном на давления до 8,0 ГПа. Давления, при которых выполняли эксперименты, составляли 4,5–6,0 ГПа. Перед термобарической

обработкой из исходного порошка изготавливали заготовки. Прессование заготовок из ультрадисперсного cBN осуществляли в стальной пресс-форме без использования связующего. Диаметр заготовок составил 5 мм, высота заготовок - 6 мм. Усилие прессования составило 300 МПа.

Порошок спекали при давлении 6,0 ГПа и температурах 1600–2000°C. При более высоких температурах спекания в материале наблюдали образование гексагональной модификации BN. Микротвердость материала, полученного при оптимальных режимах спекания, находилась в пределах 10–12 ГПа, трещиностойкость составила 4–5 МПа·м^{1/2}.

Полученные образцы размалывали в планетарной мельнице и проводили повторную термобарическую обработку продуктов размола при тех же режимах спекания. Анализ изображений полученных поликристаллов показал, что материал состоит из зерен размером 4–8 мкм, обладающих блочной субструктурой с размером субзерен 0,5–0,9 мкм. При этом крупных монокристаллических зерен на основе первичных частиц cBN в образце отмечено не было, что может свидетельствовать о заторможенности процесса собирательной рекристаллизации. В спеченном материале не отмечено образования ГНБ, образцы обладают более высокой механической прочностью по сравнению с материалом, полученным в результате однократного спекания, что связано с уменьшением их пористости. Микротвердость и трещиностойкость повторно спеченного материала увеличились в 2 раза и составили 20–25 ГПа и 9–10 МПа·м^{1/2} соответственно. На рисунке 1 представлена изображение структуры излома поликристаллов, полученных по схеме: термобарическое спекание–размол–повторное термобарическое спекание.

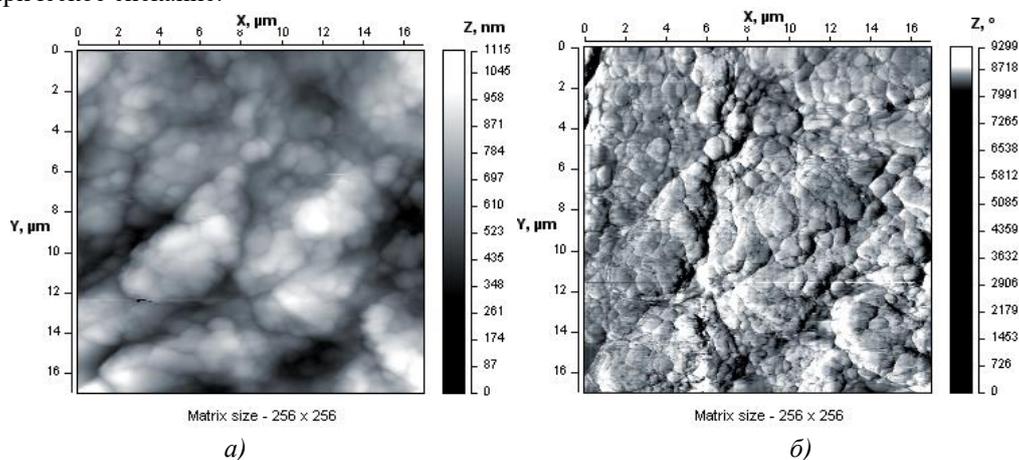


Рис. 1. АСМ-изображения структуры излома поликристаллов cBN из механоактивированного порошка hBN после спекания–размола–повторного термобарического спекания: а) топография, б) картина распределения сил трения.

Из анализа данных атомно-силовой микроскопии (АСМ) установлено, что микротвердость образцов и их трещиностойкость увеличиваются с уменьшением пористости и размеров пор. При этом размеры субзерен в зернах cBN остаются приблизительно одинаковыми, т.е. механические характеристики полученных при данных технологических режимах материалов практически не зависят от субструктуры cBN и определяются пористостью материала.

Из приведенных данных видно, что микротвердость образцов и их ударная вязкость снижается с увеличением размера пор. При этом размеры зерен и размеры субзерен остаются во всех случаях примерно одинаковыми, т.е. микротвердость материала практически не зависит от субструктуры зерен и определяется их общей пористостью.

Микротвердость компактов, полученных в оптимальных условиях, составила до 35 ГПа при ударной вязкости до 13 МПа·м^{1/2}, что выше, чем у материалов на основе немодифицированных порошков cBN. Проводили также повторное компактирование наноструктурных порошков BN, модифицированных в системах (Al-B) и (W-B). Термобарическую обработку осуществляли в условиях термодинамической стабильности кубической модификации нитрида бора.

Материалы с более высокими свойствами был получен при компактировании модифицированных порошков cBN. Проводились эксперименты по спеканию поликристаллов из композиционных порошков cBN-Ti, cBN-W [13] (рисунок 2).

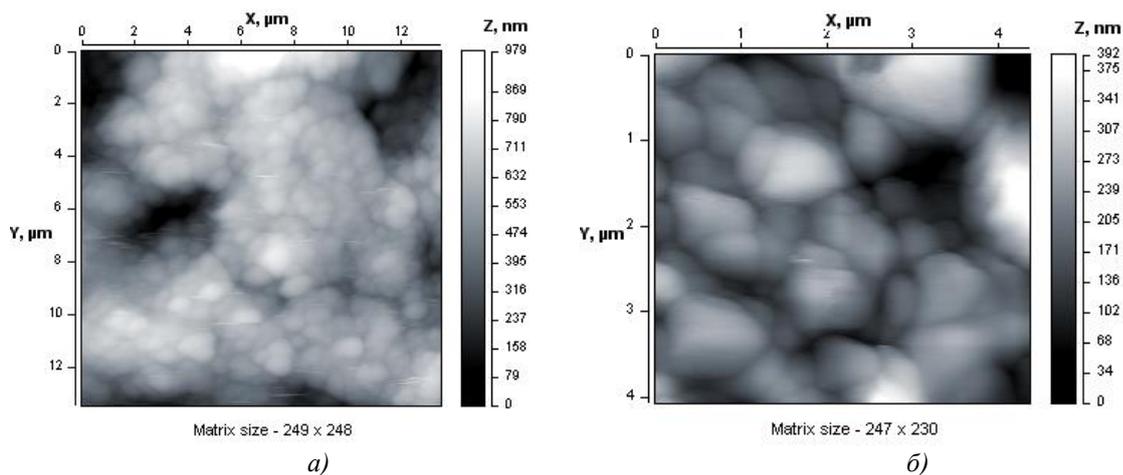


Рис. 2. АСМ-изображения структуры излома поликристаллов поликристаллов cBN из механоактивированного порошка hBN: а) cBN – Ti; б) cBN – W

Анализ полученных АСМ изображений позволяет заключить, что размер структурных составляющих (зерен) у поликристаллов из модифицированных порошков ниже, чем из немодифицированных вследствие образования по границам зерен cBN боридов и нитридов, тормозящих рост зерен cBN.

При использовании технологических режимов спекания, отличных от оптимальных, в образцах наблюдается либо повышенная пористость (более 10 %), либо происходит рекристаллизация частиц cBN с образованием крупных зерен cBN. Наоборот, в образцах, полученных в оптимальных условиях, (например в системе cBN-Al), формируется тугоплавкий борид алюминия AlB₂, подавляется образование hBN, сохраняется высокодисперсная структура порошка cBN.

Проводили термобарическое спекание полученных модифицированных субмикронных порошков cBN в условиях высоких давлений (2,0–5,5 ГПа) и температур (1400–2100°C) по разработанной ранее методике. В результате структурно-фазовых исследований установлены оптимальные режимы термобарического спекания разработанных порошковых шихт. Для cBN, модифицированного двумя компонентами – алюминием и вольфрамом, оптимальная температура спекания находится в пределах 1850–1900°C при давлениях 5,0–5,5 ГПа; для cBN, модифицированного тремя элементами – алюминием титаном и бором – 1650–1700°C при давлениях 4,0–4,5 ГПа. При температурах спекания свыше указанных значений при давлениях 4,0–5,5 ГПа в материале фиксируется появление гексагональной модификации BN, которое сопровождается значительным снижением плотности поликристаллов с 3,4 г/см³ до 3,2 – 3,0 г/см³ в зависимости от длительности изотермической выдержки.

Спекание субмикропорошков cBN с нанопорошками тугоплавких соединений, полученными в системе Si₃N₄-AlN методом СВС. В качестве связующих компонентов при получении образцов сверхтвердых композиционных материалов (КМ) использовали композиции нанопорошков нитрида алюминия и нитрида кремния, также синтезированные методом СВС. Образцы получали из реакционной шихты, состоящей из микро- и нанопорошков cBN с размерами частиц менее 1 мкм (основная фракция 500/300 нм), wBN с размерами частиц менее 1 мкм и композиционных нанопорошков в системе AlN-Si₃N₄ в количестве 20–40 мас. %. Образцы спекали как из не активированной шихты, так и из шихты после механической активации в атриторе в среде этилового спирта. Спекание проводили при давлении 5,0–5,5 ГПа в области температур 1450–1750 °C в течение 20 с. Для исследования микроструктуры плоские поверхности образцов подвергали алмазному шлифованию, а для выявления АСМ-структур анализировали сколы композитов.

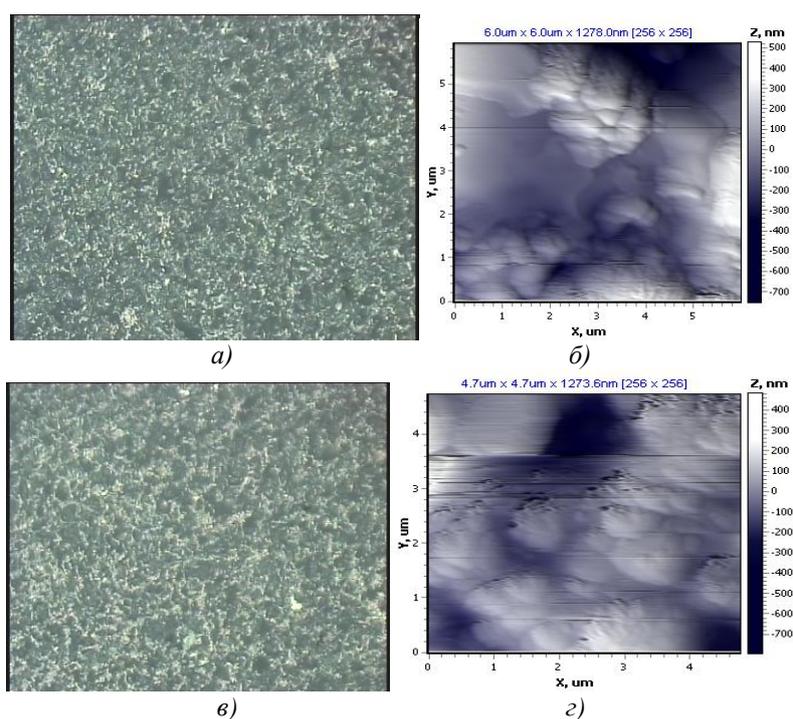
Анализ КМ после спекания показал, что высота образцов из шихты, подвергнутой активации, была ниже, чем для КМ из не активированной шихты в зависимости от состава на 0,5–1,2 мм. Плотность образцов, полученных из активированных порошков, в среднем была выше на 5 % по сравнению с не активированными. Ниже в табл. 1 приведены результаты спекания материала. Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания в четыреххлористом углеороде.

Приведенные данные, а также анализ структуры образцов (рисунок 3), полученных из шихты, не подвергавшейся механической активации, показали, что большинство композитов, в которых использовали наноразмерные компоненты, не обладают достаточной для КМ плотностью при данных параметрах спекания. Для повышения свойств сверхтвердого материала на основе cBN с наноструктурными компонентами необходимо либо повышать давление и температуру спекания, либо использовать модифицированные исходные нанопорошки, что в сочетании с механической активацией шихты позволит значительно улучшить качество реакционного спекания КМ.

Таблиця 1.

Зависимость плотности и содержания hBN от состава и режимов спекания КМ

№ п/п	cBN, мас. %	Si 3N4-AIN (50:50), мас. %	Si 3N4-AIN (80:20), мас. %	P, ГПа	T, оС	t, с	Содержание hBN, %	Плотность образцов, %
1	60	40	-	5,0	1650	20	4,5	91,0
2	60	40	-	5,5	1750	20	3,5	94,0
3	70	30	-	5,0	1650	20	3,0	93,0
4	70	30	-	5,5	1750	20	1,5	95,0
5	80	20	-	5,0	1650	20	2,0	92,0
6	80	20	-	5,5	1750	20	1,0	93,0
7	60	-	40	5,5	1650	20	4,0	94,0
8	60	-	40	5,5	1750	20	3,0	95,5
9	70	-	30	5,5	1650	20	2,5	95,0
10	70	-	30	5,5	1750	20	2,0	96,5
11	80	-	20	5,5	1650	20	3,0	95,5
12	80	-	20	5,5	1750	20	1,5	97,0
13	60	40	-	5,5	1450	20	0,5	97,5
14	60	-	40	5,5	1650	20	0,5	98,0
15	70	30	-	5,5	1450	20	0,5	98,0
16	70	-	30	5,5	1650	20	0,5	99,0
17	80	20	-	5,5	1450	20	0,5	99,5
18	80	-	20	5,5	1650	20	0,5	98,5

Рис. 3. Микроструктура образцов на основе и AlN-Si₃N₄, полученных при давлении 5 ГПа:а, б – 80 мас. % cBN + 20 мас. % AlN-Si₃N₄ (50/50 мас. %);в, г – 60 мас. % cBN + 40 % AlN-Si₃N₄ (50/50 мас. %)

Получение композитов на основе cBN с мультимодальной структурой. В качестве исходных материалов использовали микропорошки cBN (зернистости 5/3, 7/5 и 10/7 мкм), субмикропорошки cBN зернистостью 0,5/0,3 мкм, а также порошок вюрцитного нитрида бора (wBN) взрывного синтеза с размерами частиц в пределах 0,3–5 мкм производства Запорожского абразивного комбината. Спекание порошков осуществляли в аппарате высокого давления «наковальня с лункой» под давлением 5,5–6,0 ГПа. Перед спеканием порошки подвергались высокотемпературному отжигу в парах галогенидов алюминия (модифицированию) с целью формирования диффузионного покрытия зерен порошков cBN и wBN.

Рентгеноструктурный анализ порошка wBN после модифицирования показал кроме wBN наличие в отожженном порошке фаз тугоплавких соединений BN и Al-борида AlB_2 и нитрида AlN алюминия, а также оксида алюминия нестехиометричного состава. Из рентгеноструктурных исследований спеченных при давлении 5,5 ГПа поликристаллов из модифицированного wBN установлено, что материал наряду с вюрцитной фазой BN также содержит наноструктурный cBN; при этом содержание cBN увеличивается с ростом температуры и времени спекания.

На основе полученных экспериментальных данных по спеканию модифицированного алюминием wBN проводили спекание композиционного материала из композиционной шихты, содержащей смесь модифицированных алюминием микропорошков cBN различных фракций и wBN.

Термодинамические условия спекания были подобраны таким образом, чтобы произошло полное превращение вюрцитного BN в cBN. С помощью фазового анализа установлено, что в результате образуется многофазный продукт, в котором содержится порядка 85 мас. % cBN, тугоплавкие соединения AlB_2 и AlN – остальное. Композиционный материал имеет высокодисперсную структуру, в которой мелкие кристаллы тугоплавких соединений и cBN, полученного из вюрцитного BN, цементируют более крупные частицы исходного cBN. На рисунку 4 представлена морфология излома сверхтвердых композитов с мультимодальной структурой на основе шихты cBN+wBN+Al в зависимости от зернистости cBN. В табл. 2 приведены значения микротвердости и трещиностойкости полученных сверхтвердых композитов в зависимости от зернистости порошка cBN.

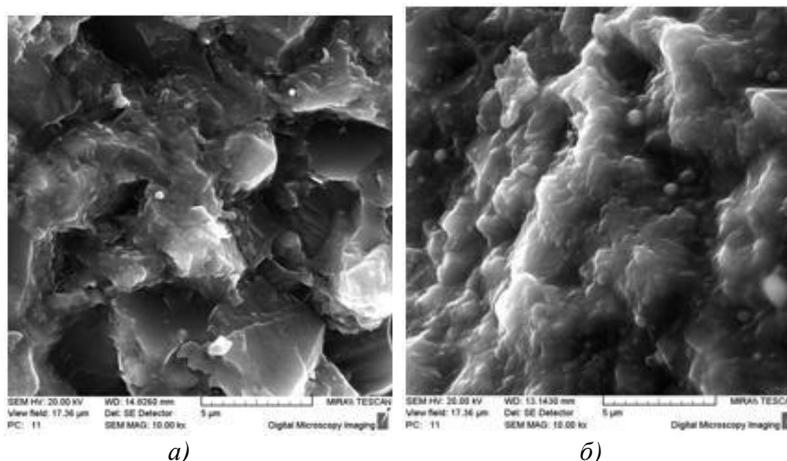


Рис. 4. Морфология излома сверхтвердых композитов с мультимодальной структурой на основе шихты cBN + wBN + Al в зависимости от зернистости cBN: а) 7/5 мкм; б) 5/3 мкм

Для сравнения при аналогичных режимах термобарического спекания получали композиционные материалы на основе микропорошков cBN одной фракции (зернистости 5/3, 7/5 и 10/7 мкм) без добавок модифицированного wBN.

Таблица 2
Микротвердость и трещиностойкость сверхтвердых композитов с мультимодальной структурой из шихты cBN + wBN + Al в зависимости от зернистости cBN

Зернистость cBN, мкм	10/7	7/5	5/3
Микротвердость, ГПа	33–35	37–40	46–48
Коэффициент трещиностойкости $K_{тс}$, МПа $m^{1/2}$	11–13	12–14	14–16

Сравнительный анализ полученных данных показал, что микротвердость и трещиностойкость сверхтвердых композитов с мультимодальной структурой выше на 30–40%, чем у материалов, спеченных из микропорошков cBN одной зернистости.

Применение инструмента из наноструктурного cBN. Технология изготовления композиционных материалов на основе нано- и ультрадисперсных порошков КНБ различных модификаций – новое и достаточно перспективное направление в инструментальном производстве, требующее дальнейшего развития и расширения областей применения полученных материалов. При этом одной из основных областей использования таких СТМ традиционно является металлообработка.

Режущие свойства композитов при обработке закаленных сталей определялись для стандартных пластин диаметром 6,3 мм, высотой 3,18 мм. Для инструмента, оснащенного неперетачиваемыми

композиционными пластинами, наиболее удобным при испытаниях является критерий износа по задней поверхности, а именно ширина фаски износа. Достоинством рассматриваемого критерия является легкость его измерения с помощью простых приборов. На основании полученных на ЧУП «Азид» (г. Минск) результатов испытаний было установлено, что лучшие эксплуатационные свойства показали образцы композиционных режущих пластин с добавкой связующего $\text{AlN-Si}_3\text{N}_4$, содержащие cBN в количестве 60 мас. %. При этом увеличение доли cBN свыше приведенного значения приводит к ухудшению режущих свойств инструмента. Лучшие показатели зафиксированы при температуре спекания $T = 1850^\circ\text{C}$.

Были проведены испытания режущих свойств инструмента с композитами на основе модифицированных алюминием микро- и наноструктурных порошков cBN и wBN . Испытания режущих свойств проводили на заготовке из стали 35 ХГСА, закаленной до твердости 60–62 HRC_э (рисунок 5). Параметр шероховатости Ra поверхности обработанных деталей находится в пределах 0,32–0,63, что позволяет в ряде случаев на этапе чистовой обработки исключить операцию шлифования.



Рис. 5. Обработка заготовки из стали 35 ХГСА металлообрабатывающим инструментом с пластинами из сверхтвёрдого наноструктурного КМ, закрепленными к державке методом вакуумной пайки

Таким образом, результаты испытаний показали, что практическое использование проведенных исследований будет способствовать расширению областей применения, увеличению удельного веса и рациональному использованию прогрессивных инструментов в металлообработке, а также повышению производительности и качества лезвийной обработки изделий машиностроения.

Заключение.

На основе выполненных исследований разработаны технологии спекания в условиях высоких давлений и температур широкой гаммы наноструктурных композиционных материалов инструментального назначения с использованием микро-, субмикро-, и наноструктурных порошков cBN и нанопорошков тугоплавких соединений.

Разработаны процессы химического модифицирования микро-, нано- и ультрадисперсных порошков плотных (вюрцитной и кубической) фаз BN . По новым технологическим процессам спекания и синтеза в условиях высоких давлений и температур получены композиционные и поликристаллические сверхтвёрдые материалы с высокодисперсной структурой и минимальным количеством связующих и активирующих добавок, в которых не отмечено присутствия гексагонального и вюрцитного нитридов бора. Такие материалы характеризуются повышенной на 30–40 % твердостью и трещиностойкостью по сравнению с композитами на основе микропорошков cBN .

Список использованной литературы:

1. Инструменты из сверхтвёрдых материалов / Г.П. Богатырева и др. ; под ред. Н.В. Новикова. – М. : Машиностроение, 2005. – 555 с.
2. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П.А. Витязь, В.И. Жорник, А.Ф. Ильющенко, В.Т. Сенють, А.И. Комаров, А.П. Корженевский, А.В. Ивахник ; под общ. ред. П.А. Витязя. – Минск : Бел. наука, 2013. – 381 с.
3. Твердосплавные инструменты в процессах механической обработки / под. ред. Н.В. Новикова, С.А. Клименко. – К. : ИСМ им. В.Н. Бакуля, 2014. – 318 с.

4. Технологии производства инструментов с пластинами из наноструктурных сверхтвердых материалов / П.А. Витязь, В.Т. Сенють, И.В. Валькович, М.Л. Хейфец // Процеси механічної обробки в машинобудованні : зб. наук. праць / відпов. ред. Г.М. Виговський. – Житомир : ЖДТУ, 2011. – № 10. – С. 88–98.
5. Витязь П.А. Синтез и применение наноструктурных сверхтвердых материалов инструментального назначения / П.А. Витязь, В.Т. Сенють // Известия НАН Беларуси. Серия : Физ.-техн. науки. – 2015. – № 3. – С. 60–76.
6. Получение, свойства и применение порошков алмаза и кубического нитрида бора / В.Б. Шпило, Е.В. Звонарев, А.М. Кузей, А.С. Старовойтов, В.А. Зайцев, А.Г. Горлач ; под ред. П.А. Витязя. – Мн. : Бел. наука. – 2003. – 335 с.
7. Шульженко А.А. Поликристаллические сверхтвердые материалы в режущем инструменте. Ч. 1 / А.А. Шульженко, С.А. Клименко // Инструментальный свет. – 1999. – № 4–5. – С.14–16.
8. Синтез кубического нитрида бора в системе BN - NaN_3 / Л.М. Гамеза, П.А. Витязь, Я.В. Антонович, Е.И. Мосунов, В.Т. Сенють, Л.С. Унярха // Порошковая металлургия : сб. науч. тр. – Минск, 2015. – № 38. – С. 115–118.
9. Сенють В.Т. Спекание композиционных материалов на основе микро- и субмикроросковок кубического BN и наноструктурных нитридов титана и алюминия / В.Т. Сенють // Известия НАН Беларуси. – 2015. – № 4. – С. 35–40.
10. Болдырев В.В. Механохимия и механическая активация твердых веществ / В.В. Болдырев // Успехи химии. – 2006. – Т. 35, № 3. – С. 203–216.
11. Витязь П.А. Синтез и применение сверхтвердых материалов / П.А. Витязь, В.Д. Грицук, В.Т. Сенють. – Минск : Белорусская наука, 2005. – 359 с.
12. Исследование структурных особенностей нитрида бора после механоактивации в атриторе и планетарной мельнице / В.Т. Сенють, С.А. Ковалева, Т.В. Гамзалева и другие // Химия в интересах устойчивого развития. – 2016. – Т. 24, № 2. – С. 169–175.
13. Изучение структуры ПСТМ на основе ультрадисперсного порошка КНБ после модифицирования W и Ti : сб. материалов / В.Т. Сенють и другие // V Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». – Москва, 26–29 ноября 2013. – М. : ИМЕТ РАН, 2013. – С. 560–562.

References:

1. Bogatyreva, G.P. and others (2005), *Instrumenty iz sverhtverdyh materialov*, in Novikova, N.V. (ed.), Mashinostroenie, Moskva, 555 p.
2. Vitjaz', P.A., Zhornik, V.I., Il'jushhenko, A.F., Senjut', V.T., Komarov, A.I. and Korzhenevskij, A.P. (2013), *Nanoalmazny detonacionnogo sinteza: poluchenie i primenenie*, in Vitjaz', P.A. (ed.), Bel. Navuka, Minsk, 381 p.
3. Novikov, N.V. and Klimenko, S.A. (Ed.) (2014), *Tverdospлавные инструменты в процессах механической обработки*, ISM im. V.N. Bakulja, Kiev.
4. Vitjaz', P.A., Senjut', V.T., Val'kovich, I.V. and Hejfec, M.L. (2011), «Tehnologii proizvodstva instrumentov s plastinami iz nanostrukturnyh sverhtverdyh materialov», *Procesi mehanichnoi obrobki v mashinobudovanni*, zb. nauk. prac', in Vigovs'kij, G.M. (ed.), No. 10, ZhDTU, Zhitomir, pp. 88–98.
5. Vitjaz', P.A. and Senjut', V.T. (2015), «Sintez i primenenie nanostrukturnyh sverhtverdyh materialov instrumental'nogo naznachenija», *Izvestija NAN Belarusi, serija fiz.-tehn. nauk*, No. 3, pp. 60–76.
6. Shipilo, V.B., Zvonaiev, E.V., Kuzej, A.M., Starovojtov, A.S., Zajcev, V.A. and Gorlach, A.G. (2003), *Poluchenie, svojstva i primenenie poroshkov almaza i kubicheskogo nitrída bora*, in Vitjazja, P.A. (ed.), Bel. navuka, Minsk, 335 p.
7. Shul'zhenko, A.A. and Klimenko, S.A. (1999), «Polikristallicheskie sverhtverdye materialy v rezhushhem instrumente», Part 1, *Instrumental'nyj svet*, No. 4–5, pp. 14–16.
8. Gameza, L.M., Vitjaz', P.A., Antonovich, Ja.V., Mosunov, E.I., Senjut', V.T. and Unjarha, L.S. (2015), «Sintez kubicheskogo nitrída bora v sisteme BN - NaN_3 », sb. nauch. tr., *Poroshkovaja metallurgija*, Minsk, No. 38, pp. 115–118.
9. Senjut', V.T. (2015), «Spekanie kompozicionnyh materialov na osnove mikro- i submikroporoshkov kubicheskogo BN i nanostrukturnyh nitridov titana i aljuminija», *Izvestija NAN Belarusi*, No. 4, pp. 35–40.
10. Boldyrev, V.V. (2006), «Mehanohimija i mehanicheskaja aktivacija tverdyh veshhestv», *Uspehi himii*, Vol. 35, No. 3, pp. 203–216.
11. Vitjaz', P.A., Gricuk, V.D. and Senjut', V.T. (2005), *Sintez i primenenie sverhtverdyh materialov*, Belorusskaja nauka, Minsk, 359 p.
12. Senjut', V.T., Kovaleva, S.A., Gamzeleva, T.V. and others (2016), «Issledovanie struktury osobennostej nitrída bora posle mehanooaktivacii v attritore i planetarnoj mel'nicе», *Himija v interesah ustojchivogo razvitiya*, Vol. 24, No. 2, pp. 169–175.
13. Senjut', V.T. and others (2013), «Izuchenie struktury PSTM na osnove ul'tradispersnogo poroshka KNB posle modifitsirovaniya W i Ti», sb. materialov, *V Mezhduнародnaja konferencija «Deformacija i razrushenie materialov i nanomaterialov»*, ot 26–29 nojabrja, IMET RAN, Moskva, pp. 560–562.

Витязь Петр Александрович – академик, доктор технических наук, профессор, руководитель аппарата Президиума НАН Беларуси.

Научные интересы:

- материаловедение;
- порошковая металлургия;
- технология машиностроения.

Сенюць Владимир Тадеушевич – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории наноструктурных и сверхтвердых материалов Объединенного института машиностроения НАН Беларуси.

Научные интересы:

- материаловедение сверхтвердых и наноструктурных материалов;
- технология машиностроения.

Хейфец Михаил Львович – доктор технических наук, профессор, заместитель академика-секретаря Отделения физико-технических наук НАН Беларуси.

Научные интересы:

- материаловедение;
- оборудование и технология машиностроения;
- технологическое обеспечение качества и эксплуатационных свойств деталей машин.

Москаленко Анатолий Никитович – кандидат технических наук, директор ЧУП «Азид», г. Минск.

Научные интересы:

- материаловедение сверхтвердых материалов на основе кубического нитрида бора;
- металлорежущий инструмент и лезвийная обработка.

Закоржевский Владимир Вячеславович – кандидат технических наук, заведующий группой Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН.

Научные интересы:

- получение керамических материалов на основе нитридов;
- высокотемпературный самораспространяющийся синтез;
- механохимия.

Статья поступила в редакцию 03.10.2017.