

Получение, структура, свойства

УДК 539.2.669.0176:669.018

Г. С. Олейник*, В. М. Волкогон, Ю. А. Федоран,
С. К. Аврамчук, А. В. Кравчук, А. В. Котко (г. Киев)

*oleynik@ipms.kiev.ua

Влияние исходного структурного состояния вюртцитного нитрида бора на формирование зеренной структуры материалов на его основе. I. Структурные характеристики частиц исходных порошков BN_v

Представлены результаты исследования исходной структуры частиц вюртцитного BN_v , полученного из графитоподобного BN в ударных волнах с добавлением воды и без нее, а также структуры частиц BN_v , полученного с добавлением воды, после деформационной обработки высоким (3 ГПа) давлением при комнатной температуре и прокаткой со сдвигом. Показано, что частицы BN_v , синтезированного с добавлением воды, всегда имеют размер в призматическом сечении больший, чем частицы BN_v , синтезированного без добавок. Обработка при комнатной температуре высоким давлением порошка BN_v , полученного с добавлением воды, способствует измельчению частиц преимущественно в развитой (базисной) поверхности. При прокатке такого порошка происходит измельчение частиц как в развитой поверхности, так и по толщине, а также субструктурные превращения за счет пластической деформации (решеточной, ротационной, путем двойникования).

Ключевые слова: нитрид бора, частица, огранка, деформация, давление, прокатка, субструктура, двойникование, поворот.

ВВЕДЕНИЕ

На основе исходных порошков вюртцитного BN_v при спекании в условиях высоких давлений создан ряд сверхтвердых материалов – однокомпонентных (типа гексанита-Р, состоящего из плотных модификаций BN) и композитов [1]. Для получения материалов используют обычно порошки двух типов BN_v , синтезированного из исходной графитоподобной фазы BN (BN_r) при ударно-волновой обработке с добавлением воды и без нее. Установлено, что превращение $\text{BN}_r \rightarrow \text{BN}_v$ в указанных условиях является

мартенситным с реализацией ориентационного соотношения $(0001)_в \parallel (0001)_г, [\bar{1}100]_в \parallel [\bar{1}100]_г$ [1, 2]. Особенности субструктуры частиц порошков названных разновидностей изучены в [2, 3]. Показано, что частицы имеют форму пластин с развитой поверхностью, ограниченной базисной плоскостью. Это обусловлено наследованием частицами $BN_в$ кристалломорфологии частиц исходной фазы $BN_г$, что определяется мартенситным механизмом фазового перехода. Частицы отличаются размерами в развитой базисной поверхности, а также в незначительной степени размерами азимутально разориентированных в базисной плоскости элементов субструктуры; для частиц полученного без добавления воды $BN_в$ размеры таких элементов всегда меньше.

В настоящее время в мировой практике применяют промышленные технологии синтеза $BN_в$ всеми указанными методами, но при разработке сверхтвердых материалов используется в основном $BN_в$, получаемый с добавлением воды. Проведенные ранее исследования [4] показали, что порошки такого $BN_в$ различных партий могут сильно отличаться размерами частиц-пластинок в развитой поверхности. Это способствует формированию неоднородной микроструктуры в спеченных материалах. К тому же из-за пластинчатой формы частиц возникают трудности при уплотнении порошков – расслоение прессовок при формировании морфологической текстуры. С целью устранения указанных негативных явлений при формировании материалов, вызванных структурой исходных частиц, были разработаны методы деформационной обработки порошков $BN_в$:

– обработка при высоком давлении квазигидростатического сжатия при комнатной температуре [4];

– прокатка со сдвигом [5].

Важнейшей проблемой материаловедения является создание нанодисперсных сверхтвердых керамических материалов. В связи с этим представляет интерес сравнительное изучение структурных превращений и механизмов формирования зеренной структуры при спекании полученного различными методами порошка $BN_в$ в исходном состоянии и после деформационных обработок.

Целью данной работы является исследование влияния исходных частиц порошка различных типов $BN_в$ на формирование зеренной структуры материалов на их основе.

ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для изучения структурного состояния исходных частиц использовали семь разновидностей порошка $BN_в$, полученного при различных условиях синтеза или деформационной предобработки. Исследовали порошки, полученные в Институте проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины и в Институте проблем химической физики РАН (г. Черноголовка, Россия), чтобы установить общие характеристики и особенности структуры исходных частиц $BN_в$ различных производителей (табл. 1).

Субструктуру в развитой базисной поверхности частиц исходных порошков $BN_в$ исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии в сочетании с микродифракцией. Объектами исследования были частицы, помещенные на угольную пленку толщиной ~ 50–70 нм, находящуюся на медной подложке в виде сеточки. Размеры разориентированных областей определяли на темнопольных изображениях частиц в узловых отражениях 100 на микроэлектроннограммах (МЭГ) от частиц.

Таблица 1. Характеристики исходных порошков

Условия получения BN_b	Производитель	Тип порошка BN_b
Синтезирован в ударных волнах с добавлением H_2O	ИПМ НАНУ	BN_b-1
	ИПХФ РАН	BN_b-1a
	ИПМ НАНУ	BN_b-2
Синтезирован в ударных волнах без добавок	ИПХФ РАН	BN_b-2a
	ИПМ НАНУ	BN_b-3^*
	ИПМ НАНУ	BN_b-4
Порошок BN_b-1 обработан при $p = 3$ ГПа, $T = 20$ °С	ИПМ НАНУ	BN_b-4
Порошок BN_b-1 обработан 4-кратной прокаткой**	ИПМ НАНУ	BN_b-5

* BN_b-3 получен при более высоком давлении ударного сжатия по сравнению с BN_b-2 .

** Давление в очаге деформации при первой прокатке составляло 0,2 ГПа, второй – 0,7 ГПа, третьей – 1,1 ГПа, четвертой – $\geq 1,1$ ГПа; температура в очаге деформации не превышала 60 °С.

Для определения толщины частиц и анализа их субструктуры в призматическом сечении использовали компактные образцы, спрессованные при $p = 8$ ГПа при комнатной температуре. Объектами исследования в этом случае были угольные реплики с заключенными в них тонкими откольными частицами. Для получения реплик использовали первый отпечаток с естественных изломов образцов, разрушенных ударом при комнатной температуре. Для частиц BN_b-2 и BN_b-3 их толщину определяли по изображениям на просвет откольных частиц.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ АНАЛИЗ

Для частиц всех типов BN_b характерны следующие общие особенности:

- они имеют форму равнотолщинных пластинок;
- характеризуются двух- или трехуровневой структурой: частицы (I) содержат разориентированные в развитой поверхности фрагменты (II), которые, в свою очередь, состоят из разориентированных более мелких элементов структуры (III);
- имеют два типа разориентированной субструктуры (рис. 1, 2): азимутальная разориентация между фрагментами (на МЭГ от частиц в местах локализации узловых отражений наблюдали сплошные размытые дуги) и дискретная (на фоне сплошных дуг виден набор точечных отражений или только точечные отражения);

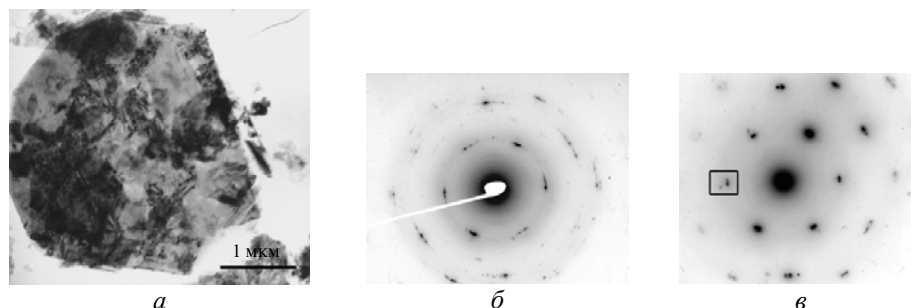


Рис. 1. Типичное электронно-микроскопическое (светлопольное) изображение частицы порошка BN_b-1 (а) и МЭГ от частиц с разориентацией азимутальной и дискретной (б) и только азимутальной (в); на (в) выделено отражение 100_b с тяжами.

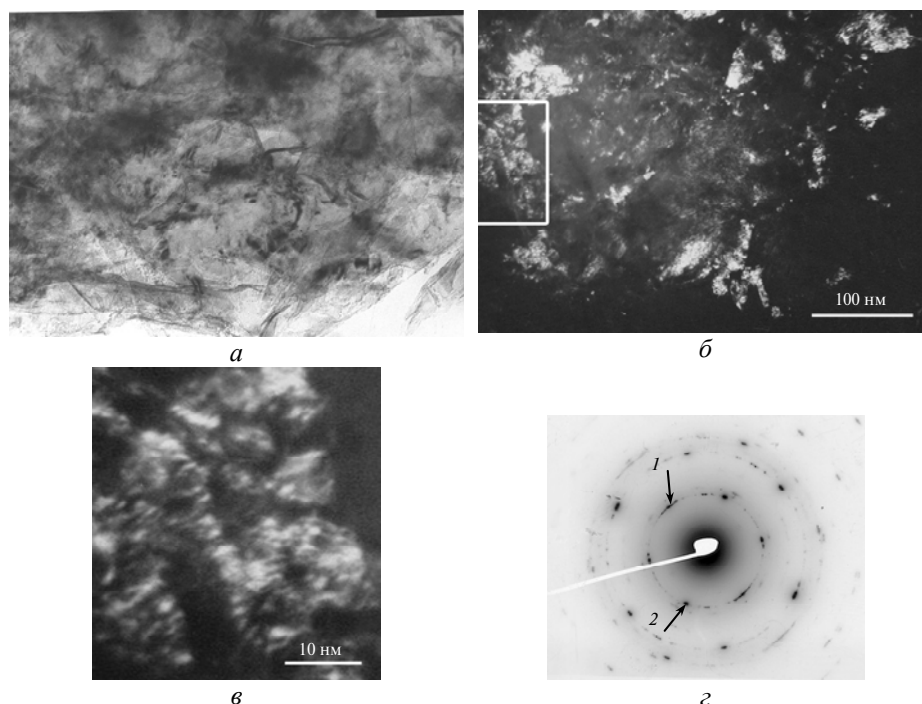


Рис. 2. Типичное электронно-микроскопическое изображение частицы BN_B-2 с двухуровневой субструктурой: светлопольное (*a*), темнопольное (*б* – общий вид, *в* – увеличенное изображение выделенного элемента субструктуры); МЭГ (*г*, стрелкой 1 указана дужка 100_B , в которой получено темнопольное изображение, стрелкой 2 – тяз между отражениями 100_B и 101_B).

– наблюдается значительная неоднородность размеров в развитой поверхности l и по толщине d (табл. 2), т. е. имеет место различие в величине фактора формы (l/d).

Таблица 2. Характеристики частиц исследованных порошков BN_B

Тип порошка (см. табл. 1)	Основной диапазон размеров* частиц BN_B , мкм	
	в развитой поверхности l	по толщине d
BN_B-1	1,5–5,0	0,2–0,7
BN_B-1a	1,0–3,0	0,1–0,3
BN_B-2	0,2–1,0	0,03–0,1
BN_B-2a	0,2–3,0	0,01–0,07
BN_B-3	0,3–2,0	0,01–0,05
BN_B-4	0,5–3,0	0,1–0,7
BN_B-5	0,5–1,5	0,1–0,15

* Оценка размеров частиц проведена по результатам анализа не менее 50 частиц для каждого порошка.

Далее рассмотрим различия в структуре частиц исследованных порошков. Частицы порошков BN_B-1 и BN_B-2 (производство ИПМ НАНУ) отличаются, прежде всего, размерами в развитой поверхности и поперечном сечении (см. табл. 2) и в целом дисперсностью. По результатам определения размеров частиц на лазерном анализаторе LMS-30 (рис. 3) порошки BN_B-2 (их еще на-

зывают синтезированными “всухую”) имели удельную поверхность $S = 26 \text{ м}^2/\text{г}$, средний размер их частиц составлял $d_{\text{ср}} = 0,2\text{--}0,4 \text{ мкм}$, в то время как для порошков, полученных в присутствии воды, эти характеристики имели следующие значения: $S = 13,0 \text{ м}^2/\text{г}$, $d_{\text{ср}} = 1,5\text{--}3,0 \text{ мкм}$. Однако в обоих случаях максимальный размер частиц в развитой поверхности превышал названные средние величины примерно в 1,5 раза и больше. Значительно отличаются частицы и по толщине (см. табл. 2). Основной диапазон толщины частиц $\text{BN}_B\text{-1}$ составлял $0,2\text{--}0,3 \text{ мкм}$, но были частицы толщиной $0,5\text{--}0,7 \text{ мкм}$, а также до 1 мкм и больше. Доля частиц толщиной $\geq 1 \text{ мкм}$ не превышала $5\text{--}7 \%$ (по объему). Толщина частиц $\text{BN}_B\text{-2}$ находилась в диапазоне $0,05\text{--}0,15 \text{ мкм}$, однако основной составляющей были частицы толщиной $0,03\text{--}0,1 \text{ мкм}$. Среди исследованных порошков наименьшую ($0,01\text{--}0,05 \text{ мкм}$) толщину имели частицы порошка $\text{BN}_B\text{-3}$, синтезированного при более высоких давлениях ударного сжатия, чем $\text{BN}_B\text{-2}$.

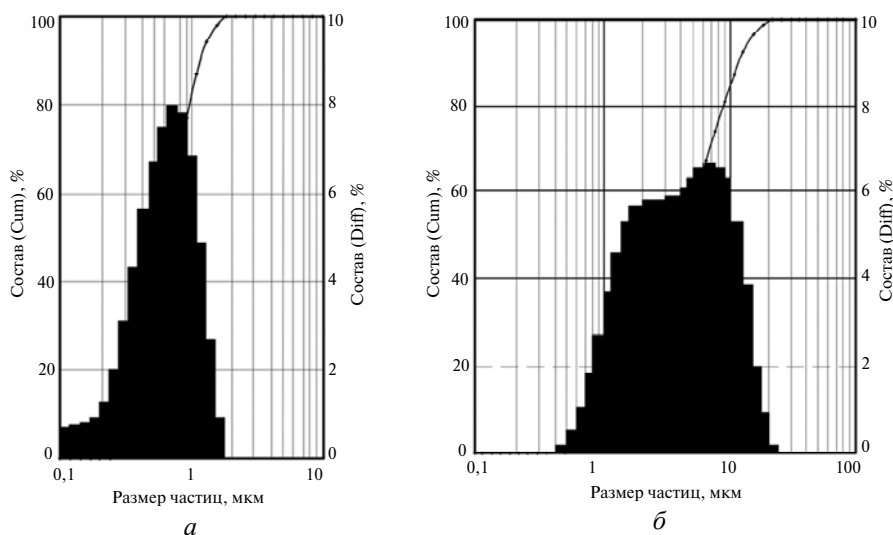


Рис. 3. Распределение частиц по размерам для порошков $\text{BN}_B\text{-2}$ (а) и $\text{BN}_B\text{-1}$ (б).

Частицы порошков $\text{BN}_B\text{-1}$ и $\text{BN}_B\text{-2}$ отличались также степенью фрагментации в развитой поверхности. Основной диапазон азимутально разориентированных в базисной плоскости фрагментов (II) в первом порошке составлял $200\text{--}300 \text{ нм}$ и больше, во втором – не превышал $20\text{--}100 \text{ нм}$. Особенностью порошка $\text{BN}_B\text{-3}$ являлось наличие сильно фрагментированной субструктуры – размеры азимутально разориентированных элементов субструктуры не превышали $20\text{--}50 \text{ нм}$. На примере слабофрагментированных частиц $\text{BN}_B\text{-1}$ и $\text{BN}_B\text{-2}$ установлено, что в некоторой их доле локально или полностью в развитой поверхности содержатся переориентированные области, т. е. ограниченные плоскостями, отличными от базисной. Это проявляется в том, что на МЭГ, содержащих сетку рефлексов, отвечающих зоне $[0001]$, выявляются рефлексы, отвечающие другим осям зон. Чаще всего выявляются области, имеющие ориентацию типа $[011]$ или $[021]$, которые могут возникать при локальном повороте областей частиц исходной ориентации относительно осей типа $[\bar{1}100]$, которые расположены в плоскости (0001) . На рис. 1 и 2 приведены типичные электронно-микроскопические изображения частиц и МЭГ. Анализ

МЭГ от слабофрагментированных частиц $\text{BN}_v\text{-1}$ позволяет заключить, что в некоторой их доле содержатся базисные дефекты упаковки. Это проявляется в том, что на МЭГ между точечными рефлексами, расположенными на кольцевых отражениях 100_v и 101_v , имеются сплошные тяжи (см. рис. 1, *в* и 2, *з*).

Частицы всех разновидностей BN_v имеют форму равнотолщинных пластин. В призматических сечениях частиц наблюдается высокая плотность изгибных контуров, в том числе и имеющих направление близкое к параллельному $[0001]$ (рис. 4, *б*). Указанные особенности субструктуры свидетельствуют о наличии напряжений в частицах.

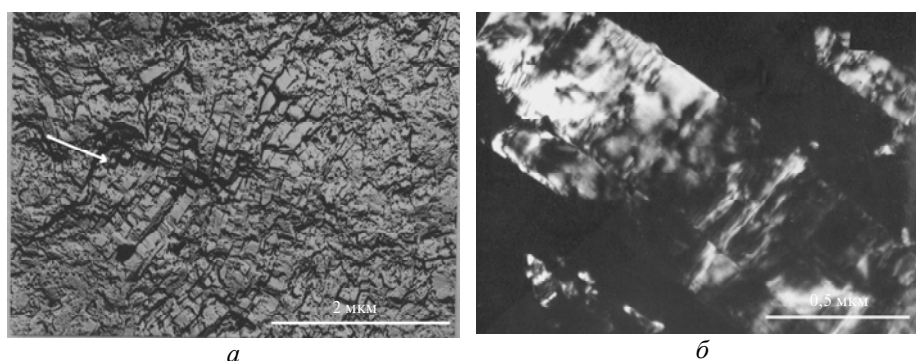


Рис. 4. Электронная микрофрактограмма компактного образца на основе $\text{BN}_v\text{-2}$, спрессованного при $p = 8$ ГПа и комнатной температуре (*а*), стрелкой указано группу частиц, разрушенных сколом по призматическим плоскостям; призматические сечения частиц $\text{BN}_v\text{-1}$ (изображение на просвет), в которых выявляется контраст в виде изгибных деформационных контуров (*б*).

Размеры частиц BN_v , полученного с добавлением воды и без нее различными производителями (ИПМ НАНУ и ИПХФ РАН), в развитой поверхности несколько отличаются (см. табл. 2). Основное отличие обусловлено характеристиками субструктуры в развитой поверхности, а также ориентацией этой поверхности. Для частиц $\text{BN}_v\text{-1}$ и $\text{BN}_v\text{-2}$ речная субструктура встречается крайне редко, в то время как в большинстве частиц $\text{BN}_v\text{-1a}$ и $\text{BN}_v\text{-2a}$ она содержится локально в развитой поверхности или же является ее основной составляющей (рис. 5). При ее наличии на развитой поверхности частиц имеется также микрорельеф, морфология которого аналогична кристалломорфологии рек. Анализ МЭГ от участков частиц с такой субструктурой указывает на сочетание двух ориентаций $[001]$ и $[021]$ с общим рядом узловых рефлексов $h00$, что связано с наличием общей оси типа $[\bar{1}100]$, поворот относительно которой и определил появление ориентации $[021]$ в развитой поверхности частиц. Такое сочетание ориентаций характерно для сдвойникованных кристаллов графитоподобного нитрида бора [2], а также графита [6]. Наличие подобных двойников в частицах BN_v может быть обусловлено как их наследованием из исходного BN_r при мартенситном переходе, так и протеканием двойникования как релаксационного процесса непосредственно после такого превращения. Известно также, что двойникование для кристаллов с плотноупакованными гексагональными решетками является одной из характерных деформационных структурных перестроек (например, бериллий, цирконий [7]).

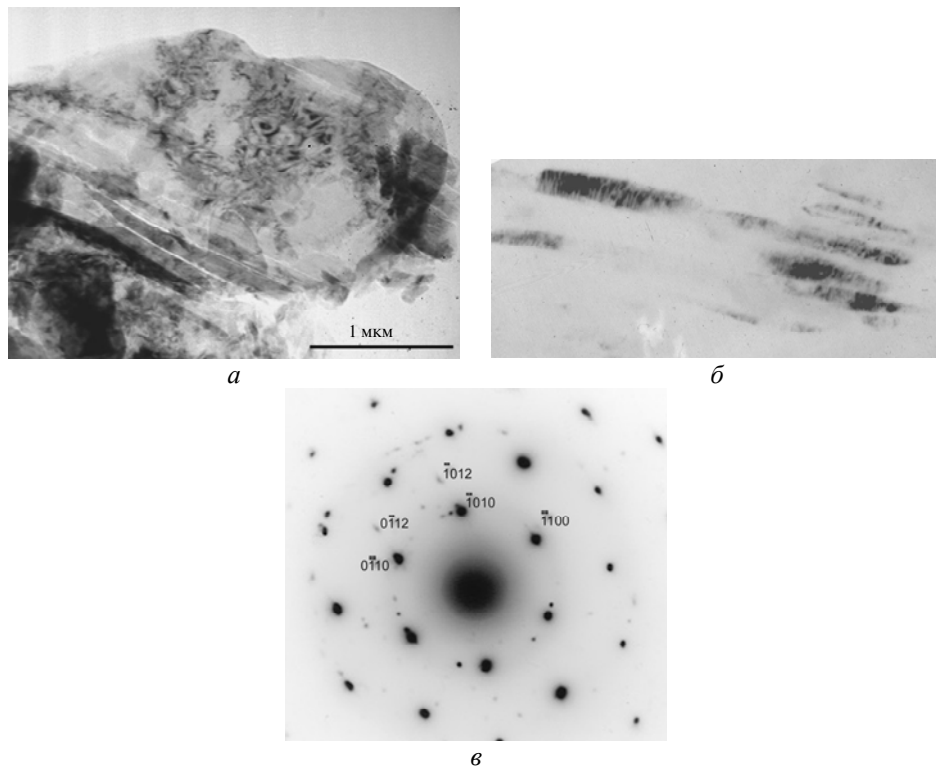


Рис. 5. Типичные электронно-микроскопические – светлопольное (*а*) и темнопольное (*б*) в отражении $(\bar{1}012)$ – изображения частицы порошка $BN_{в-1а}$; МЭГ от частицы, на которой содержатся отражения, соответствующие зонам $[001]$ и $[021]$ (*в*).

Отличительной особенностью структурных характеристик частиц $BN_{в-4}$, образующихся после обработки порошка $BN_{в-1}$ высоким давлением, по сравнению с исходным состоянием является их меньший размер в развитой поверхности, который в среднем уменьшается в 1,5–2 раза. Это обусловлено тем, что при обработке проходит главным образом разрушение частиц сколом по призматическим плоскостям. В приповерхностных участках частиц имеет место скол и по базисным плоскостям, а также наклонным к ней. Изменение субструктурных характеристик в развитой поверхности частиц после разрушения не выявлено. Однако анализ МЭГ от таких поверхностей позволяет заключить, что в большей доле частиц (по сравнению с исходным $BN_{в-1}$) имеются базисные дефекты упаковки.

Образующийся после прокатки порошка $BN_{в-1}$ продукт $BN_{в-5}$ обычно состоит из смеси тонких независимых частиц и плотных гранул, сформированных из таких частиц. Влияние деформации при прокатке на структурные превращения в частицах $BN_{в-1}$ исследовали на порошках, полученных после четырех прокаток. Структурное состояние частиц после трех прокаток авторами было исследовано ранее в [8].

Результаты исследования частиц $BN_{в-5}$ позволяют заключить, что в таких частицах при прокатке проходят те же механизмы структурных превращений, что были определены в [7]. Это, прежде всего, механическое измельчение частиц, осуществляемое по призматическим плоскостям, границам элементов речной субструктуры (рис. 6), которая формируется в частицах в процессе прокатки (рис. 7). На рис. 6 видны частицы, имеющие форму пра-

вильного треугольника, что указывает на их образование за счет скола по трем плоскостям типа $(10\bar{1}0)$, пересекающихся под углом 60° ; также видны осколки частиц с речной субструктурой. При разрушении по призматическим плоскостям проходит также локальный скол с образованием тонких удлиненных пластинок. Такие пластинки в плоскости изображения имеют форму четырехгранников с развитыми поверхностями, ограниченными призматическими плоскостями. Имеет место также скол по базисной плоскости. Поскольку эта плоскость не является плоскостью совершенной спайности, можно заключить, что скол обусловлен предшествующим ему пластическим сдвигом по этой плоскости. Это так называемый пластичный скол, характерный для кристаллов с гексагональной плотноупакованной решеткой [9]. На рис. 7 приведено изображение частицы порошка BN_b-5 с речной субструктурой и элементами расслоения по базисной плоскости.

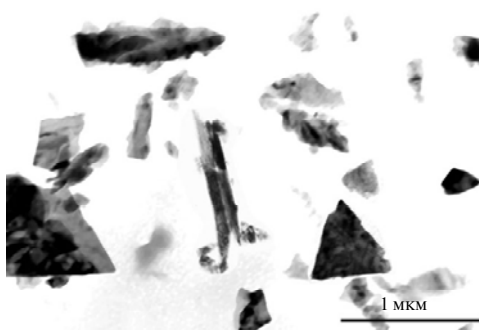


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение типичных форм частиц порошка BN_b-5 , сформированного после четырех прокаток порошка BN_b-1 .

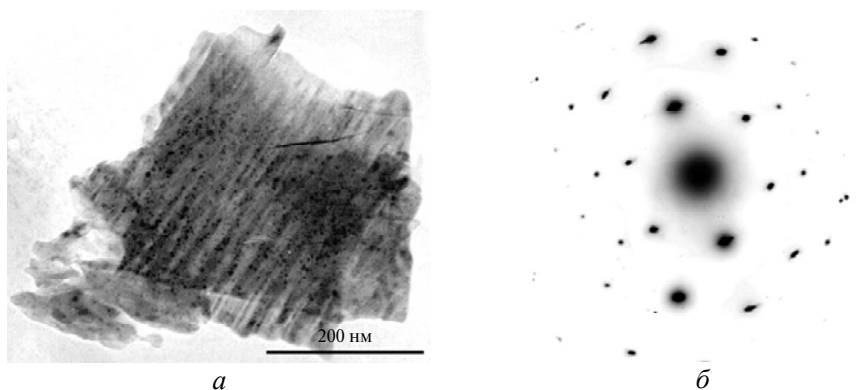


Рис. 7. Типичное электронно-микроскопическое изображение частицы BN_b-5 с речной субструктурой (а); МЭГ от данной частицы (б).

Анализ МЭГ от тонких сколов частиц по призматическим плоскостям указывает на то, что решеточная деформация осуществляется главным образом сдвигами по базисной плоскости с образованием дефектов упаковки. В таких сколах выявляются призматические дефекты типа инверсионных границ, которые детально изучены в [10].

Из анализа МЭГ от развитых поверхностей частиц порошка BN_b-5 можно заключить, что ротационная деформация в частицах (без нарушения их сплошности) осуществляется двумя механизмами:

– в результате поворота базисных слоев относительно оси $[0001]$;

– за счет поворотов отдельных участков частиц исходной ориентации относительно осей типа $[\bar{1}100]$ и $[1\bar{1}20]$, расположенных в базисной плоскости. Повороты последнего типа способствуют локальной переориентации поверхности (0001) частиц вплоть до возникновения областей, ограниченных призматическими плоскостями, что соответствует повороту на 90° градусов.

В порошке после прокатки содержится высокая доля мелких частиц с речной субструктурой. Такая субструктура в исходных частицах может быть обусловлена двойникованием, типичным для графита и графитоподобного нитрида бора (из сравнения рис. 7, б и рис. 5, в видно, что геометрия МЭГ является аналогичной). Поскольку в частицах исходного порошка BN_v -2 речная субструктура встречается редко, можно заключить, что в процессе прокатки проходит также пластическая деформация двойникованием. Как было отмечено выше, частицы с такой субструктурой разрушаются по границам сопряжения реек. Наряду с этим в значительной доле частиц наблюдается сильное формоизменение реек (изгибы, изломы), а также наличие в них трещин. Это свидетельствует о том, что частицы с такой субструктурой образуются на первых стадиях прокатки, а на последующих проходит их повторная деформация.

Важной особенностью перестройки субструктуры в частицах (или их фрагментах, образующихся в результате механического разрушения на первых стадиях обработки) в процессе прокатки является также формирование в них поликристаллического состояния (рис. 8).

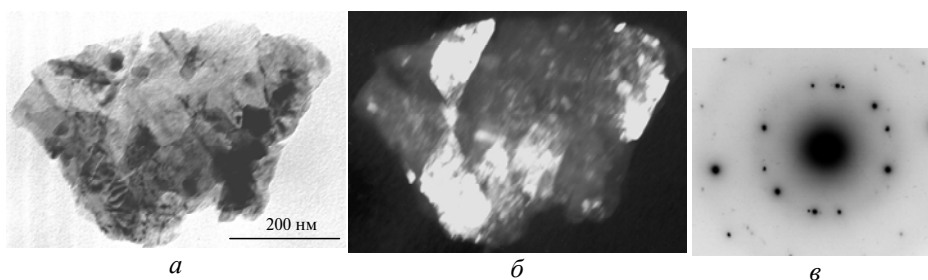


Рис. 8. Типичные электронно-микроскопические – светлопольное (а) и темнопольное (б) – изображения поликристаллической частицы порошка BN_v -5 и МЭГ от данной частицы (в).

Столь радикальные структурные превращения в частицах BN_v при прокатке могут быть объяснены сочетанием особенностей деформации в таких условиях и кристалломорфологии исходных частиц. Основные составляющие напряжения при прокатке – одномерное сжатие вдоль оси, перпендикулярной плоскости прокатки, и деформация сдвига. По данным [11] при деформации кристаллов в условиях прокатки их плоскости скольжения располагаются параллельно плоскости прокатки, при этом выделяются устойчивые кристаллографические направления, относительно которых могут осуществляться повороты. В рассматриваемом авторами случае развитые поверхности исходных частиц ограничены базисной плоскостью, являющейся плоскостью легкого скольжения в BN_v , а устойчивые кристаллографические направления в гексагональных плотноупакованных решетках – это направления типа $[\bar{1}100]$ и $[1\bar{1}20]$. Таким образом, развитие

базисного скольжения в частицах BN_b , а также поворотов относительно осей типа $[\bar{1}100]$ и $[1\bar{1}20]$ при прокатке является закономерным.

ВЫВОДЫ

Электронно-микроскопическими исследованиями выявлены различия в размерах и субструктуре частиц исходного порошка BN_b , полученного из графитоподобного BN при различных условиях ударного сжатия.

Частицы BN_b , синтезированного с добавлением воды, всегда имеют размер в призматическом сечении больше, чем частицы BN_b , синтезированного без добавок – наибольший размер частиц в развитой поверхности достигает 5 мкм, а по толщине – ≤ 1 мкм, без добавок – 1 мкм и ≤ 70 нм соответственно.

Частицы BN_b , полученного без добавления воды (производства ИПХФ РАН, г. Черноголовка), отличаются наличием речечной субструктуры, обусловленной двойникованием.

Размеры частиц-пластинок как в развитой (0001) поверхности, так и по толщине отличаются в пределах каждого типа и различных типов BN_b .

Обработка при комнатной температуре высоким давлением порошка BN_b , полученного с добавлением воды, способствует измельчению частиц преимущественно в развитой (базисной) поверхности. После обработки высоким давлением уменьшается (в 1,5–2 раза) размер частиц только в развитой поверхности, толщина практически не изменяется.

При прокатке порошка BN_b происходит измельчение частиц как в развитой поверхности, так и по толщине, а также субструктурные превращения за счет пластической деформации (решеточной, ротационной): сдвиги в базисной плоскости с образованием дефектов упаковки, двойникование, повороты базисных слоев вокруг оси $[0001]$ и отдельных микрообластей частиц относительно осей типа $[\bar{1}100]$ и $[1\bar{1}20]$.

Представлено результати атестації вихідної структури частинок вуртцитного BN_b , одержаного із графітоподібного BN в ударних хвилях з додаванням води та без неї, а також структури частинок BN_b , одержаного з додаванням води, після деформаційної обробки високим ($p = 3$ ГПа) тиском при кімнатній температурі і прокаткою в поєднанні зі зсувом. Показано, що частинки BN_b , одержаного з додаванням води, завжди мають розмір в призматичному перерізі більший, ніж частинки BN_b , синтезованого без добавок. Обробка при кімнатній температурі високим тиском порошку BN_b , одержаного з додаванням води, сприяє подрібненню частинок переважно в розвиненій (базисній) поверхні. При прокатуванні такого порошку проходить подрібнення частинок як в розвиненій поверхні, так і по товщині, а також субструктурні перетворення внаслідок пластичної деформації (решіткової, ротаційної, шляхом двійникування).

Ключові слова: нітрид бору, частинка, огранювання, деформація, прокатка, субструктура, двійникування, поворот.

The initial structure of wurtzite particles produced from graphite-like BN under shock waves with and without addition of water as well as the structure of BN_b particles produced with addition of water after deformation treatment with high (3 GPa) pressure at room temperature and rolling with shear have been investigated. Particles of synthesized with addition of water were shown to have a bigger prismatic section size as compared to that of BN_b particles synthesized without additives. Treatment of the former by means of high pressure at room temperature resulted in reducing their sizes predominantly in the developed (basal) surface. Under rolling, they reduced in both the developed surface and the thickness and underwent structural transformations due to plastic (lattice, rotational or twinning) deformation.

Keywords: boron nitride, particle, faceting, deformation, pressure, rolling, substructure, twinning, pivot.

1. *Сверхтвердые материалы* / Под ред. И. Н. Францевича. – Киев: Наук. думка, 1980. – 296 с.
2. Курдюмов А. В., Пилянкевич А. Н. Фазовые превращения в углероде и нитриде бора. – Киев: Наук. думка, 1979. – 186 с.
3. Курдюмов А. В., Островская Н. Ф., Пилипенко В. Н, Пилянкевич А. Н. Структурные изменения в нитриде бора при ударном сжатии в присутствии воды // Порошк. металлургия. – 1978. – № 9. – С. 76–80.
4. Джамаров С. С. Формирование структуры поликристаллических материалов на основе вюртцитного нитрида бора. – Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев, 1983. – 24 с.
5. А. с. 1603686 СССР, МКИ С01 В 21/064. Способ получения поликристаллического сверхтвердого материала на основе плотных модификаций нитрида бора / В. М. Волкогон, О. А. Катрус, Г. Г. Карюк и др. (Не публикуется).
6. Mazy D. J., Barnes R. S. Irradiation-induced twinning in graphite // Proc. VI Int. Congr. for Electron Microscopy, Kyoto, 1966. – P. 365.
7. Исаенкова М. Г., Перлович Ю. А. Роль двойникования в развитии текстуры деформации α -Zr // Физика металлов и металловедение. – 1991. – № 5. – С. 87–92.
8. Олейник Г. С., Волкогон В. М., Аврамчук С. К. Структурные превращения в частицах вюртцитного нитрида бора при прокатке // Сверхтв. материалы. – 2002. – № 5. – С. 26–35.
9. Karel V. Einführung in die Elektronenfractographie von Stahl // Fractographie. – Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1975. – S. 9–40.
10. Бритун В. Ф., Курдюмов А. В. Дефекты структуры вюртцитного BN, возникающие при различных механизмах его образования // Сверхтв. материалы. – 1996. – № 6. – С. 37–42.
11. Баррет Ч. С., Массальский Т. Б. Структура металлов: В 2 ч. Ч. II. – М.: Металлургия, 1984. – 352 с.

Ин-т проблем материаловедения
им. И. Н. Францевича НАН Украины

Поступила 15.07.13