

УДК 548.3:539.2:533.951

А.В. Курдюмов, В.Ф. Бритун, В.В. Гарбуз, Т.В. Томила, В.В. Ярош, В.И. Ляшенко, В.Б. ЗелявскийИнститут проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины
г. Киев, ул. Кржижановского, 3, Украина, 03680**О ПРИМЕСЯХ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКАХ ГРАФИТОПОДОБНОГО НИТРИДА БОРА И ИХ РОЛИ В ПРОЦЕССЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ**

Ключевые слова: нитрид бора, нанопорошок, примесь, кислород, ударное сжатие, фазовое превращение

Методами химического анализа, ИК-спектроскопии, рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии изучены взаимосвязь реальной структуры нанокристаллических порошков графитоподобного нитрида бора и содержания в них примесей кислорода, а также бора, избыточного по отношению к стехиометрическому составу. Исследовано влияние этих примесей на превращения BN_r с различной степенью упорядоченности структуры в плотные модификации при высокотемпературном ударном сжатии.

Введение

В литературе неоднократно сообщалось о влиянии примесей кислорода, содержащегося в порошках графитоподобного нитрида бора (BN_r), на его фазовое превращение в сфалеритную модификацию ($\text{BN}_{\text{сф}}$) при высоких статических давлениях [1–4]. Было показано, что присутствие оксида бора в исходных порошках ускоряет фазовый переход и снижает p, T -параметры, необходимые для его развития. Роль кислорода в превращениях BN_r при ударном сжатии до настоящего времени не исследована.

Влияние примесей на превращения в BN может быть обусловлено двумя причинами, связанными с тем, в каком состоянии они находятся в исходной структуре. Если примеси образуют растворы замещения или внедрения, то линия равновесия BN_r – $\text{BN}_{\text{сф}}$ на фазовой диаграмме должна сместиться, что приведет к изменению движущей силы превращения (разности термодинамических потенциалов исходной и образующейся фаз). Согласно работе [5], образование раствора внедрения более эффективно в этом смысле, хотя энергия образования растворов внедрения намного выше, чем растворов замещения. По данным работы [6], образование растворов замещения азота кислородом приводит к смещению линии равновесия на p, T -диаграмме в сторону более низких температур, т. е. дестабилизирует сфалеритную фазу. Другой возможной причиной влияния примесей на фазовый переход является присутствие образуемых ими на поверхности частиц и зерен исходного BN_r легкоплавких соединений, способствующих диффузионным процессам роста новой фазы.

© А.В. КУРДЮМОВ, В.Ф. БРИТУН,
В.В. ГАРБУЗ, Т.В. ТОМИЛА,
В.В. ЯРОШ, В.И. ЛЯШЕНКО,
В.Б. ЗЕЛЯВСКИЙ, 2009

В настоящей работе исследованы состояние примесей в исходных нанокристаллических порошках турбостратного и слабоупорядоченного BN_r и их роль в процессе фазовых превращений в плотные модификации — вюрцитную (BN_v) и сфалеритную ($\text{BN}_{\text{сф}}$). В дальнейшем смесь сфалеритной и вюрцитной модификаций нитрида бора будем обозначать как $\text{BN}_{\text{пл}}$.

Методика исследований

Исходные порошки BN_r получали методом карбамидного синтеза [7], подвергая азотированию в аммиаке смеси борной кислоты и карбамида при различном их мольном соотношении K и различных температурах (табл. 1). Химический состав исходных образцов приведен в табл. 2, где M_0 — содержание кислорода, M_B/M_N — отношение массовых процентов бора и азота, а ΔM_B — содержание бора, избыточного по отношению к стехиометрическому составу BN , при котором $M_B/M_N = 0,77$. Все перечисленные в таблице образцы (кроме № 2а) содержали также $0,4 \pm 0,5$ масс.% углерода и $\approx 0,1$ масс.% водорода. В образце № 2а, который был получен из образца № 2 кипячением порошка при 100°C в дистиллированной воде и высушиванием на воздухе при 150°C , наряду с повышенным содержанием кислорода (см. табл. 2) было обнаружено $0,9$ масс.% водорода и $0,3$ масс.% углерода.

Химический анализ образцов проводили с использованием комплекса методик, изложенных в работах [8–13]. Общее содержание бора определяли с помощью щелочного разложения BN в расплавах при 700°C [8,9,11], азота — титрометрически по Кьельдалю, причем в случае BN_r разложение проводили в кислой фторидной среде [11],

Таблица 1. Условия карбамидного синтеза исходных образцов BN (K — отношение мольных концентраций борной кислоты и карбамида в исходной шихте)

№ образца	K	$T, ^\circ\text{C}$
1	1:3	1100
2	1:3	1100
3	1:3	1200
4	1:3	1200
5	1:1	1200
6	1:1	1200

а в случае $\text{BN}_{\text{пл}}$ — в расплаве $\text{NaOH}-\text{CaO}$ [8]. Содержание углерода измеряли с помощью экспресс-анализатора АН 7529М по методике [13], кислород и водород определяли с помощью метода восстановительной экстракции и газовой хроматографии [9, 11]. Дополнительно были проведены тесты на селективную растворимость бора и азота в воде и растворах $\text{HNO}_3-\text{H}_2\text{O}_2$ при 100°C в течение одного часа с последующим определением указанных элементов в отфильтрованных растворах [8, 11]. Для характеристики примесей в образцах использовали также метод ИК-спектроскопии в области длин волн $4000-400\text{ см}^{-1}$ (прибор «Specord-M80»). Исследуемые порошки BN тщательно смешивали с порошком KBr в соотношении 1:300.

Фазовый переход $\text{BN}_r \rightarrow \text{BN}_{\text{пл}}$ осуществляли в условиях высокотемпературного ударного сжатия (ВТУС), основанного на использовании добавок с большей сжимаемостью и меньшей удельной теплоемкостью, чем BN_r (что обеспечивает дополнительный нагрев исследуемого вещества при сжатии и его быстрое охлаждение при разгрузке [14]). В качестве добавки использовали порошок KCl , который смешивали с порошком BN_r в соотношении $\text{BN}:\text{KCl} = 1:4$ (по массе). Смесь порошков размалывали с ацетоном в течение двух часов в планетарной мельнице и просушивали, после чего помещали в кольцевой зазор цилиндрической ампулы сохранения, конструкция которой описана в работе [15]. Во всех взрывных экспериментах давление ВТУС было приблизительно одинаковым (≈ 30 ГПа), а температура ограничена температурой плавления используемой добавки KCl при указанном давлении ($\approx 3800^\circ\text{C}$). Продукты ударного сжатия, отмытые от KCl , исследовали методом количественного рентгенофазового анализа по методике, описанной в работе [16], а затем подвергали обогащению для удаления остаточной графитоподобной фазы. Обогащение проводили с помощью обработки в 60-процентном водном растворе KOH при температуре 250°C , после чего охлажденную смесь отмывали от продуктов реакции в дистиллированной воде. Реальная кристаллическая структура обогащенных образцов рассмотрена в работах [17, 18].

Рентгенограммы порошков до и после ударного сжатия получали в CuK_α -излучении на дифрактометре HZG-4A, исследования методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проводили на приборах JEM-100CX и JEM-2100F.

Результаты и их обсуждение

Рентгеновские дифрактограммы всех исходных образцов содержали только линии BN_r (рис. 1). Некоторые характеристики их реальной структуры приведены в табл. 2, где P_3 — степень трехмерной упорядоченности графитоподобной структуры BN_r , определенная по методике [19], B_{002} — ширина линии 002; d_{002} и d'_{002} соответственно экспериментальные и расчетные значения межслоевых расстояний. Значения d'_{002} определяли по положению центра тяжести профиля линии 002 после деления ординат $I(2\theta)$ на произведение множителей

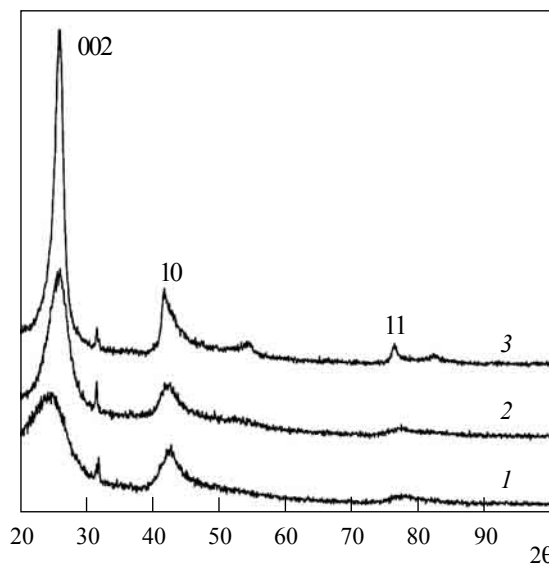


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы исходных образцов BN_r с различными значениями P_3 : 1 — образец № 2 ($P_3 = 0$); 2 — образец № 2а ($P_3 \approx 0,1$); 3 — образец № 5 ($P_3 = 0,3$)

Таблица 2. Химический состав и структурные характеристики исходных образцов BN_r

№ образца	Химический состав, масс. %			Структурные характеристики			
	M_0	$\frac{M_B}{M_N}$	ΔM_B	P_3	B_{002}^0	d_{002} , нм	d'_{002} , нм
1	4,5	0,86	4,6	0	8,0	0,363	0,343
2	7,1	0,81	2,1	0	7,0	0,358	0,343
2а	19,4	0,93	6,5	0,1	3,3	0,342	0,342
3	6,5	0,80	1,5	0	5,0	0,347	0,343
4	3,4	0,77	0	0	6,4	0,350	0,343
5	5,9	0,81	1,9	0,3	2,0	0,340	0,340
6	7,5	0,81	2,0	0,3	2,0	0,340	0,340

Таблица 3. Степень фазовых превращений $\text{BN}_r \rightarrow \text{BN}_{пл}$ ($m_{пл}$) при ВТУС и относительное содержание $\text{BN}_{сф}$ ($m_{сф}$) и BN_g (m_g) в обогащенных образцах

Исходный образец BN_r			Фазовый состав образцов после ВТУС и обогащения, масс. %			
№ образца	M_0 , масс. %	P_3	N образца	$m_{пл}$	$m_{сф}$	m_g
1	4,5	0	1–1	45	95	5
2	7,1	0	2–2	40	>95	<5
2а	19,4	$\approx 0,1$	2а–3	35	90	10
2б	5,7+20% B_2O_3	0	2б–4	5	не определено	—
3	6,5	0	3–5	45	95	5
5	5,9	0,3	5–6	20	75	25
6	7,5	0,3	6–7	25	80	20

интенсивности; при этом учитывали смещение линии в сторону малых углов из-за слабого поглощения рентгеновских лучей в образце [20]. Погрешности измерения d'_{002} составили $\pm 0,002$ и $\pm 0,001$ нм для широких и более узких линий соответственно. Значения d'_{002} определяли по зависимости величины d'_{002} от P_3 , установленной в работах [21, 22] по аналогии с соответствующей зависимостью для графитных структур углерода [23]:

$$d'_{002}(\text{нм}) = 0,3328 + 0,0102(1 - P_3) - 0,091(1 - P_3) P_3 \quad (1)$$

Первый член в уравнении 1 представляет собой межслоевое расстояние в полностью упорядоченной структуре BN_r ($P_3 = 1$), второй член определяет прирост значения d'_{002} из-за присутствия фракции BN_r с турбостратной структурой, для которой «равновесное» значение межслоевого расстояния составляет 0,343 нм [22]; третий член учитывает взаимное влияние на величину d'_{002} упорядоченных и неупорядоченных пар слоев в гомогенно упорядоченной структуре. Если структура гетерогенна, т. е. представлена областями с различными значениями P_3 вплоть до $P_3 = 0$, эффективное значение d'_{002} определяется первыми двумя членами. Поскольку исходные порошки BN_r обладали скорее гетерогенной, чем гомогенной структурой,

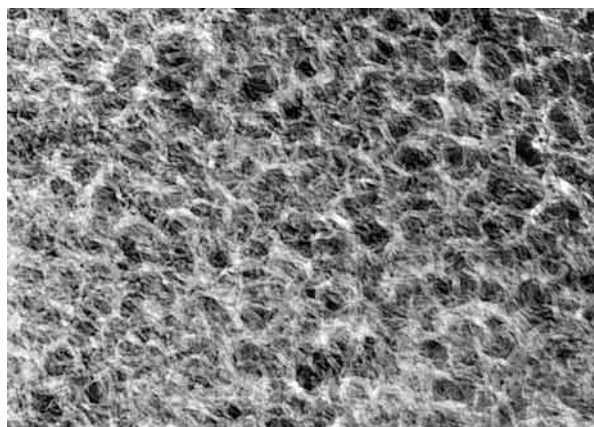
значения d'_{002} определяли по первым двум членам уравнения 1.

Параметр a турбостратных структур определяли по положению максимума интенсивности (θ_m) асимметричных линий 10 с учетом смещения θ_m в сторону больших углов, вызванного эффектом двумерной дифракции. Согласно [15]:

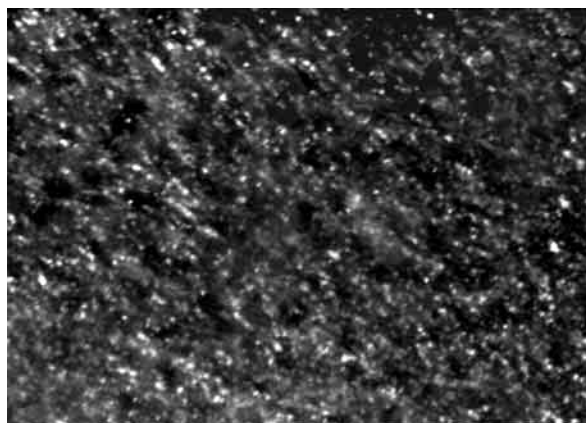
$$\Delta \sin \theta_m = 0,16\lambda / \bar{L}_a; \quad \bar{L}_a = \frac{1,84\lambda}{B_{10} \cos \theta_m} \quad (2),$$

где λ — длина волны, \bar{L}_a — средний диаметр графитоподобных слоев в области когерентного рассеяния, B_{10} — ширина линии на полувысоте максимума интенсивности. Для всех исследованных турбостратных структур BN получено значение $a = 0,2503 \pm 0,002$ нм, что соответствует табличному значению для упорядоченных структур BN_r ; величина \bar{L}_a оказалась равной 4–5 нм.

По данным ПЭМ, наиболее однородную структуру имели порошки турбостратного BN , синтезированные при 1200 °С (№ 3 и № 4). Порошки состояли из высокопористых частиц с размерами пор до 50 нм и размерами зерен до 6 нм (рис. 2). Другие порошки турбостратного BN , полученные при более низкой температуре (1100 °С), имели гетерогенную структуру, характеризующуюся как высокопористыми, так и



а



б

Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения турбостратного BN (образец № 3): а — светлопольное изображение нанопористой структуры частиц BN ; б — темнопольное изображение кристаллитов

беспористыми частицами с размерами зерен от 5 и менее до 30 нм (порошки № 1 и № 2). Гетерогенной структурой характеризовались и порошки с частично упорядоченной структурой BN. На рис. 3 приведено ПЭМ-изображение порошка № 5 ($P_3 = 0,3$). Порошок содержал три фракции частиц, отличающихся своей структурой. Первая фракция представлена пористыми частицами с размерами зерен менее 6 нм, вторая — также пористыми частицами, но с размерами зерен до 40 нм (занимают более 50% объема), третья — беспористыми частицами, зеренная структура которых не выявляется. Аналогичную структуру имел порошок № 6.

Из табл. 2 видно, что измеренные межслоевые расстояния в образцах турбостратного BN_r намного превышают расчетное значение $d'_{002} = 0,343$, тогда как в образцах с частично упорядоченной структурой величины d_{002} отвечают структуре BN_r с соответствующим значением P_3 . Из таблицы также видно, что линия 002 от турбостратных структур значительно шире, чем от частично упорядоченных, причем в случае турбостратных структур величина B_{002} практически линейно возрастает с увеличением d_{002} . Резкое увеличение значений d_{002} и B_{002} при переходе от слабо упорядоченных структур к турбостратным может быть обусловлено как наличием примесей в турбострат-

ных структурах между слоями BN_r , так и нарушениями плоскостности этих слоев без участия примесей. В обоих случаях возникшие искажения решетки явятся препятствиями для упорядочения турбостратной структуры.

Вместе с тем корреляция между значениями d_{002} в образцах турбостратного BN и содержанием в них примесей отсутствует (см. табл. 2). В образцах с частично упорядоченной структурой практически все примеси находятся на поверхности порошковых частиц, поскольку измеренные значения d_{002} полностью соответствуют расчетным. Все это позволяет считать, что и в турбостратных структурах примеси находятся на поверхности частиц, а более вероятной причиной увеличения межслоевых расстояний являются собственные искажения графитоподобных слоев. В связи с этим заметим, что искривления слоев (001) в турбостратном BN наблюдались нами непосредственно методом ПЭМ высокого разрешения (рис. 4).

Дополнительная информация о состоянии примесей в исходных образцах BN была получена при их исследовании методом ИКС. Полученные спектры (рис. 5) содержат полосы поглощения, характерные для следующих интервалов частот: $\nu = 3400 \div 3100$ и $1650 \div 1550 \text{ см}^{-1}$, относящиеся соответственно к валентным и деформа-

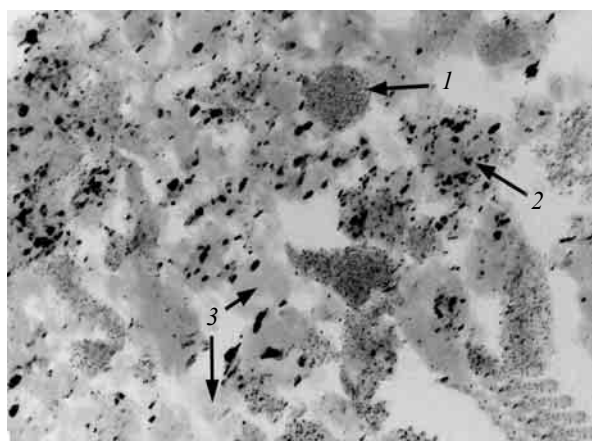


Рис. 3. Гетерогенная структура порошка № 5. 1, 2 и 3 — различные зеренные фракции порошковых частиц

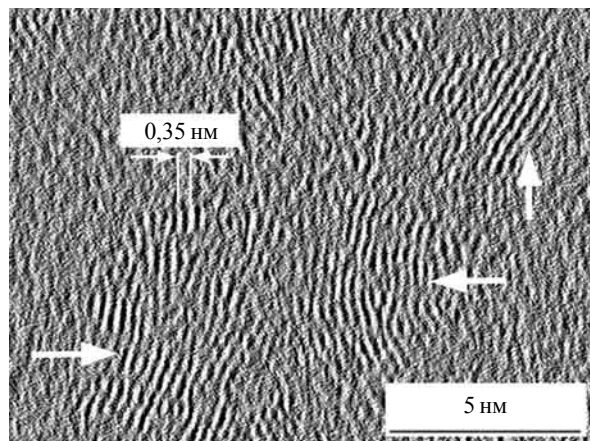


Рис. 4. Изображение ПЭМ высокого разрешения турбостратного BN (образец № 3). Стрелками показаны кристаллиты, в которых плоскости (001) ориентированы перпендикулярно поверхности образца

ционными колебаниям O–H и N–H-связей [24]; $\nu = 1200 \div 900$ и $700 \div 450$ см^{-1} , которые интерпретируют как валентные антисимметричные и деформационные колебания O–B–O [25]. Полосы при $\nu = 800$ и 1380 см^{-1} характеризуют соответственно вне- и внутрислоевые колебания B–N-связей [26]. Указанный интервал частот для O–B–O-связей относится к эталонному образцу B_2O_3 . В спектрах исследованных образцов эта полоса смещена в сторону более низких частот, что можно связать с колебаниями B–O в цепочке с B–N; образование цепочки B–O–N возможно, например, при образовании на поверхности включений аморфной фазы в системе BN– B_2O_3 [27]. Отсутствие этой полосы в спектрах образцов № 3 и № 4 связано, по-видимому, с тем, что содержание избыточного бора в них было минимальным (см. табл. 2), а также с тем, что они, согласно ПЭМ (см. рис. 2 и 3), имели наименее рыхлую однородную структуру. По этой же причине полосы B–N в спектрах образцов № 3 и № 4 были наиболее интенсивными. Присутствие

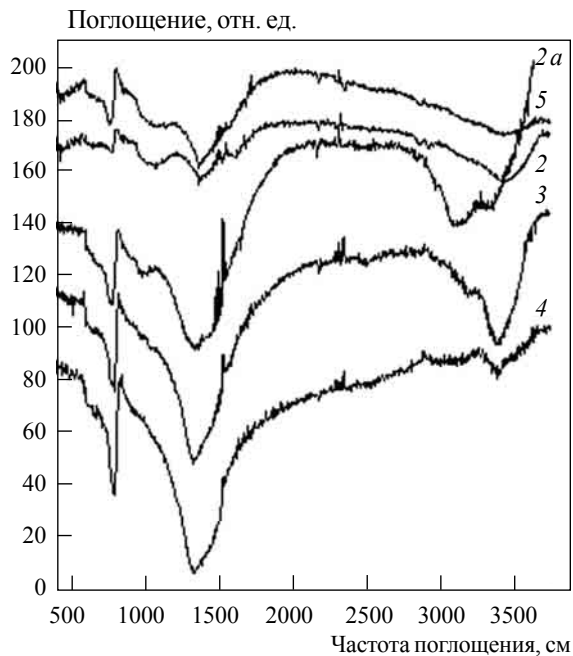


Рис. 5. ИК-спектры поглощения исходных образцов BN (номера кривых соответствуют номерам образцов в табл. 2)

в спектрах всех исходных образцов полос в области $3400 \div 3100$ см^{-1} , интенсивность которых возрастает с увеличением содержания кислорода, свидетельствует о его нахождении главным образом в составе групп OH. Сравнение спектров от образцов № 2 и № 2а показывает, что после растворения части образца № 2 в кипящей воде резко возросла интенсивность полос поглощения, характерных для B–N, O–H и N–H-колебаний.

Как следует из приведенных в табл. 3 результатов, изменение содержания кислорода в исходных образцах турбостратного BN (от 4,4 до 19,4 масс.%), а также в образцах BN_r с частично упорядоченной структурой (от 5,9 до 7,5 масс.%) практически не повлияло на суммарный выход плотных фаз. В первом случае он составил $35 \div 45$, а во втором — $20 \div 25$ масс.%. Исключение составил образец № 2б (опыт ВТУС 2б-4), в который было введено 20 масс.% B_2O_3 , что привело к снижению $m_{\text{пл}}$ до 5%. Полученные результаты могут быть объяснены тем, что различия в содержании кислорода в исходных образцах BN_r нивелировались при последующей обработке порошков перед ВТУС, которая необходима для получения гомогенной смеси BN и KCl. Установлено, что после гомогенизации смеси с помощью ее размолла в мельнице содержание кислорода во всех исходных порошках составляло 10 ± 2 масс.%. В опыте № 2б-4 малая степень превращения объясняется тем, что B_2O_3 плавится при более низкой температуре, чем добавка KCl, вследствие чего снижалась температура ударного сжатия и вместе с этим уменьшалась скорость фазовых превращений в BN.

Значительное влияние на фазовые превращения оказывает структурное совершенство исходного BN_r : при переходе от турбостратных структур к частично упорядоченным снижается суммарный выход плотных фаз и повышается доля вюрцитной фазы. Эти закономерности обусловлены как действием различных механизмов превращения (в турбостратных структурах осуществляется диффузионный переход с образованием $\text{BN}_{\text{сф}}$, а в упорядоченных фракциях частично упорядоченных структур — мартенситный переход с образованием BN_b [15]), так и тем, что турбостратные структуры, об-

ладающие большей дефектностью и, следовательно, большей внутренней энергией, превращаются в плотные фазы с большей скоростью.

Химический анализ обогащенных порошков $\text{BN}_{\text{пл}}$ показал, что содержание в них примесей возросло по сравнению с исходными порошками $\text{BN}_{\text{г}}$ и составило в среднем: кислорода — 10 масс.%, углерода — 5,5 масс.%. Согласно работе [17], эти примеси, так же как и в порошках исходного $\text{BN}_{\text{г}}$, находятся преимущественно по границам зерен в поликристаллических частицах. Увеличение параметра решетки $\text{BN}_{\text{сф}}$, полученного методом ВТУС, превышает параметр высокочистого крупнокристаллического $\text{BN}_{\text{сф}}$ на 0,12%, однако однозначно связывать этот эффект с растворением примесей нельзя, так как он может быть связан также с наноразмерностью зерен $\text{BN}_{\text{сф}}$, как это наблюдалось в других нанокристаллических материалах (в алмазе и кремнии [28], селене [29], оксиде церия [30], многих металлах [31]).

Выводы

Порошки графитоподобного нитрида бора, получаемые методом карбамидного синтеза, характеризуются нанокристаллической структурой и высоким содержанием примеси кислорода, который находится в основном на поверхности порошковых частиц в составе группы ОН и аморфных соединений с бором. В зависимости от условий синтеза образцы могут обладать как турбостратной, так и упорядоченной структурой, причем в турбостратных структурах измеренные расстояния между графитоподобными слоями намного превышают значения, рассчитанные для идеализированных структур, состоящих из параллельных плоских слоев. Искажения, существующие в турбостратных структурах, являются препятствием на пути их упорядочения.

В условиях высокотемпературного ударного сжатия степень превращения графитоподобного BN практически не зависела от содержания кислорода в исходных образцах, поскольку различия в его содержании нивелировались при обработке порошков перед ВТУС. Специально введенная примесь V_2O_3 не способствовала

фазовым превращениям $\text{BN}_{\text{г}}$ в плотные модификации (как при статическом сжатии), а наоборот, препятствовала их развитию, что обусловлено снижением температуры ударного сжатия из-за плавления V_2O_3 .

Методами химического анализа, ИЧ-спектроскопии, рентгеновской дифрактометрии та просвечивательной электронной микроскопии досліджено взаємозв'язок реальної структури нанокристалічних порошків графітоподібного нітриду бору та вмісту в них домішок кисню, а також бору, який є надлишковим стосовно стехіометричного складу. Досліджено вплив цих домішок на перетворення $\text{BN}_{\text{г}}$ із різним ступенем упорядкованості структури на щільні модифікації при високотемпературному ударному стисканні.

Ключові слова: нітрид бору, нанопорошок, домішка, кисень, ударне стискання, фазове перетворення

The correlation between the real structure and contents of oxygen and super-stoichiometric boron in nanocrystalline powders of graphite-like boron nitride has been studied by chemical analysis, IR spectroscopy, X-ray diffraction and transmission electron microscopy. The effect of those elements on transformations of hBN with various extent of structure ordering into dense modifications upon high-temperature shock compression has been examined.

Key words: nitride, nanopowder, impurities, oxygen, shock compression, phase transformation

1. Corrigan F.R., Bundy F.P. Direct transitions among the allotropic forms of boron nitride at high pressures and temperatures // J. Chem. Phys. — 1975. — **63**, № 9. — P. 3812–3820.
2. Полиморфные превращения графитоподобного нитрида бора различной степени кристаллического совершенства при высоких давлениях / Курдюмов А.В., Гладкая И.С., Голубев А.С. и др. // Известия АН СССР. Серия «Неорганические материалы». — 1982. — **18**, № 11. — С. 1835–1838.
3. Исследование образования β -BN в присутствии добавок борного ангидрида / Мазуренко А.М., Леусенко А.А., Шиманович П.П. и др. // Сверхтвердые материалы. — 1982. — № 2. — С. 11–12.
4. Singhal S.K., Park J.K. Synthesis of cubic boron nitride from amorphous boron nitride containing oxide impurity using Mg-Al alloy catalyst solvent // J. Cryst. Growth. — 2004. — V. 260. — P. 217–222.
5. Mosuang T.E., Lowther J.E. Influence of defects on the h-BN to c-BN transformation // Phys. Rev. B. — 2002. — **66**. — P. 014112-1–014112-5.
6. Turkevich V.Z. The parameters of equilibrium between oxygen solid solution in cubic and graphite-like hexagonal

- boron nitride // *Diamond and Relat. Mater.* — 1999. — V. 8. — P. 2032–2035.
7. *Структурно-химические* закономерности карбамидного синтеза нанокристаллического графитоподобного нитрида бора / Курдюмов А.В., Бартницкая Т.С., Ляшенко В.И. и др. // *Порошковая металлургия.* — 2005. — № 11–12. — С. 88–97.
 8. *Методики* химического анализа борсодержащих тугоплавких соединений / Под ред. Т.Н. Назарчук. — К., 1984. — 60 с. (Препринт № 12 / ИПМ АН УССР).
 9. *Анализ* тугоплавких соединений / Под ред. Г.В. Самсонова. — М.: ГНТИЛЧЦМ, 1962. — 256 с.
 10. *Вассерман А.М., Кузин Л.Л., Суровой Ю.Н.* Определение газов в атмосфере газа-носителя. Метод восстановительного плавления в атмосфере газа-носителя. — М.: Наука, 1976. — 344 с.
 11. *Усовершенствование* методов химического анализа тугоплавких соединений и металлических сплавов / Дубок В.А., Корнилова В.И., Печентковская Л.Е. и др. — К.: Наукова думка, 1988. — 40 с.
 12. *ГОСТ 27417-87.* Порошки металлические. Методы определения кислорода. — М.: Изд-во стандартов, 1988. — 9 с.
 13. *Определение* содержания углерода в тугоплавких нитридах с помощью экспресс-анализаторов типа АН 7529 и АН 7560 / Корнилова В.И., Гарбуз В.В., Манжелей Г.П. и др. // *Порошковая металлургия.* — 1993. — № 9–10. — С. 119–121.
 14. *Мартенситные* и диффузионные превращения в углероде и нитриде бора при ударном сжатии / А.В. Курдюмов, В.Ф. Бритун, Н.И. Боримчук, В.В. Ярош. — К.: Изд-во Куприяновой, 2005. — 191 с.
 15. *Warren B.E.* Diffraction in random layer lattices // *Phys. Rev.* — 1941. — **59**, № 9. — P. 693–698.
 16. *Особенности* количественного рентгенофазового анализа порошковых слабопоглощающих объектов с дефектной структурой / Курдюмов А.В., Зелявский В.Б., Островская Н.Ф. и др. // *Порошковая металлургия.* — 1998. — № 11–12. — С. 103–109.
 17. *Структурные* особенности нанокристаллических порошков сфалеритного нитрида бора, образующегося при ударном сжатии турбостратного BN / Курдюмов А.В., Бритун В.Ф., Даниленко А.И. и др. // *Наноструктурное материаловедение.* — 2007. — № 1. — С. 9–16.
 18. *Курдюмов А.В., Даниленко А.И., Бритун В.Ф.* Структурные характеристики сфалеритной модификации нитрида бора ударно-волнового синтеза // *Кристаллография.* — 2009. — **54**, № 1. — С. 144–147.
 19. *Курдюмов А.В.* О дефектах упаковки в графитоподобном нитриде бора // *Кристаллография.* — 1975. — **20**, вып. 5. — С. 969–973.
 20. *Курдюмов А.В.* Особенности рентгеновских дифрактограмм слабопоглощающих объектов при съемках «на отражение» // *Кристаллография.* — 2000. — **45**, № 2. — С. 199–201.
 21. *Особенности* реальной структуры графитоподобного BN и его превращения в вюрцитную модификацию при ударном сжатии / Курдюмов А.В., Зелявский В.Б., Островская Н.Ф. и др. // *Порошковая металлургия.* — 1994. — № 9–10. — С. 62–66.
 22. *Kurdyumov A.V., Solozhenko V.L., Zelyavski W.B.* Lattice parameters of boron nitride polymorphous modifications as a function of their crystal-structure perfection // *J. Appl. Cryst.* — 1995. — **28**. — P. 540–545.
 23. *Franklin R.E.* The structure of graphitic carbons // *Acta Crystallogr.* — 1951. — V. 4. — P. 253–261.
 24. *Nakamoto K.* Infrared Spectra of Inorganic and Coordination Compounds. — J. Wiley & Sons, INC, New York, London, 1966. — 411 p.
 25. *Galenner F., Lugovsky G., Mikkelsen J.* Vibrational spectra of pure vitreous B₂O₃ // *Phys. Rev.* — 1980. — **22B**, № 8. — P. 3983–3990.
 26. *Структурные* особенности и ИК-спектры поглощения ультрадисперсного нитрида бора / Чукалин В.И., Чуканов Н.В., Гулов С.В. и др. // *Порошковая металлургия.* — 1988. — № 1. — С. 85–90.
 27. *Hubacek M., Sato T., Ishii T.* A Coexistence of Boron Nitride and Boric Oxide // *J. Sol. Stat. Chem.* — 1994. — **109**. — P. 384–390.
 28. *Gamarnik M.* Size changes of lattice parameters in ultradisperse diamond and silicon // *Phys. Stat. Sol. B.* — 1990. — **161**, № 2. — P. 457–462.
 29. *Zhao Y.H., Zhang K., Lu K.* Structure characteristics of nanocrystalline element selenium with different grain sizes // *Phys. Rev. B.* — 1997. — **56**, № 22. — P. 14322–14329.
 30. *Leoni M., Scardi P.* Nanocrystalline domain size distributions from powder diffraction data // *J. Appl. Cryst.* — 2004. — **37**. — P. 629–634.
 31. *Qin W., Szpunar J.A.* Origin of lattice strain in nanocrystalline materials // *Phil. Mag. Lett.* — 2005. — **85**, № 12. — P. 649–656.