

PACS numbers: 07.35.+k, 61.48.De, 61.50.Ks, 62.50.-p, 81.07.Bc, 81.40.Vw, 81.70.Pg

Устойчивость наноструктуры пиролитического BN в условиях термобарического воздействия

М. В. Никишина, П. П. Иценко

*Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины,
ул. Автозаводская, 2,
04074 Киев, Украина*

При давлении $\sim 7,7$ ГПа в диапазоне температур $1000\text{--}1900^\circ\text{C}$ исследована термическая устойчивость квазикристаллической наноструктуры пиролитического нитрида бора (ПНБ) плотностью $\rho \approx 2$ г/см³. Одновременно p, T -воздействию подвергали компактные образцы ($\rho \approx 1,83$ г/см³) из высококристаллического порошка карботермического BN (КТНБ). Установлено, что температура начала превращения ПНБ в плотную кубическую фазу (сфалеритный $\text{BN}_{\text{сф}}$) составляет 1600°C , что на 300°C выше в сравнении с КТНБ. В процессе фазового превращения наблюдается упорядочение структуры ПНБ, которое носит гетерогенный характер. Ниже 1600°C ПНБ устойчив в структурном отношении и практически не изменяет плотность при термобарическом воздействии, что дает возможность использовать его как матричный материал для исследования процессов инфильтрации инактивных расплавов под действием высокого давления в диапазоне температур $300\text{--}1600^\circ\text{C}$.

При тиску $\sim 7,7$ ГПа в діязазоні температур $1000\text{--}1900^\circ\text{C}$ досліджено термічну стійкість квазикристалічної наноструктури піролітичного нітриду бору (ПНБ) густиною $d \approx 2$ г/см³. Одночасно під p, T -дією знаходилися компактні зразки ($d \approx 1,83$ г/см³) з висококристалічного порошку карботермічного BN (КТНБ). Встановлено температуру початку перетворення ПНБ у щільну кубічну фазу (сфалеритний $\text{BN}_{\text{сф}}$), яка складає 1600°C , що на 300°C вище в порівнянні з КТНБ. У процесі фазового перетворення спостерігалось упорядкування структури ПНБ, яке мало гетерогенний характер. Нижче 1600°C ПНБ виявляє стійкість у структурному відношенні і практично не змінює густини при термобаричній дії, що дає можливість використовувати його як матричний матеріал для вивчення процесів інфільтрації інактивних розтопів під дією високого тиску в діязазоні температур $300\text{--}1600^\circ\text{C}$.

Thermal stability of quasi-crystalline nanostructure of pyrolytic boron nitride ($p\text{BN}$) with a density $\rho \approx 2$ г/см³ is studied under pressure of 7.7 GPa in

the temperature range from 1000 to 1900°C simultaneously with compact samples of highly-crystalline carbothermal BN powder ($\rho \approx 1.83 \text{ g/cm}^3$). As revealed, the onset temperature of the *p*BN transformation into the dense cubic phase (*c*BN) is 1600°C that is higher than that of carbothermal BN by 300°C. During the phase transformation, heterogeneous ordering of the *p*BN structure is observed. Below 1600°C, *p*BN is structurally stable, and its density is practically unchanged at thermobaric action that makes it possible to use *p*BN as a matrix material in studying the processes of its infiltration by non-reactive melts under high pressure and a temperature between 300°C and 1600°C.

Ключевые слова: нитрид бора, наноструктурное состояние, высокие давления и температуры, структурные и фазовые превращения.

(Получено 12 ноября 2008 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Характер структурных изменений и фазовых превращений в материалах различного генезиса на основе графитоподобных модификаций нитрида бора (*g*BN), протекающих в условиях высоких давлений и температур в области термодинамической стабильности кубического (сфалеритоподобного) нитрида бора ($\text{BN}_{\text{сф}}$), чрезвычайно чувствителен к особенностям их реальной структуры (как в исходном дисперсном, так и массивном состоянии), а также к специфике термобарического воздействия.

Устойчивость аморфной структуры нитрида бора (*a*BN) изучали в [1]. Исходный порошок с размером частиц $d = 1\text{--}10 \text{ мкм}$ подвергали квазигидростатическому сжатию давлением $p = 7\text{--}10 \text{ ГПа}$ и температурному воздействию длительностью $\tau = 10 \text{ мин}$. Начало превращения $a\text{BN} \rightarrow \text{BN}_{\text{сф}}$ фиксировалось при температуре 800°C. Фазовый переход протекал на фоне «графитации» исходной структуры, т.е. образования упорядоченной гексагональной графитоподобной структуры ($\text{BN}_{\text{г}}$) в матрице *a*BN. В порошках турбостратного нитрида бора (*t*BN), состоящих из монолитных агрегатов с $d = 5\text{--}20 \text{ мкм}$, образование $\text{BN}_{\text{сф}}$ при 7 ГПа наблюдается, начиная с 1200°C ($\tau = 60\text{--}80 \text{ с}$) [2], хотя упорядочение структуры *t*BN, проявляющееся в появлении наноразмерных ($d \sim 10\text{--}15 \text{ нм}$) кристаллитов $\text{BN}_{\text{г}}$, фиксируется уже при 600°C. Об аналогичном поведении *t*BN (измельченный пиролитический продукт) сообщалось и в работах [3, 4]. С ростом величины давления начальные температуры «графитации» и образования $\text{BN}_{\text{сф}}$ уменьшаются. Так, по данным [5], при $p = 11 \text{ ГПа}$ начало превращения $t\text{BN} \rightarrow \text{BN}_{\text{сф}}$ наблюдалось при рекордно низкой температуре $T = 400^\circ\text{C}$.

Для кристаллических порошков ромбоэдрического графитоподобного нитрида бора ($\text{BN}_{\text{р}}$) со степенью трехмерной упорядоченно-

сти структуры $P_3 = 0,93$, полученных кристаллизацией из флюидных систем ($d = 0,5-20$ мкм) [6], характерно альтернативное метастабильное поведение [7, 8]. При 7,7 ГПа ($\tau = 90$ с) в диапазоне 600–900°C наблюдается полный переход $BN_p \rightarrow BN_r$ с образованием метастабильной фазы в высококристаллическом состоянии ($P_3 = 0,97$). Выше 1000°C развивается превращение с большой скоростью в стабильный BN_{cf} , причем начальные стадии процесса сопровождаются появлением метастабильной вюрцитоподобной модификации (BN_v). Отметим, что в условиях квазигидростатического p, T -воздействия наибольшую устойчивость против превращения в плотный BN проявляют кристаллические (относительно более крупнодисперсные) порошки BN_r карботермического метода синтеза (КТНБ). При 7–9 ГПа начало перехода в $BN_r \rightarrow BN_{cf}$ в этих порошках наблюдается при температурах 1300–1500°C ($\tau = 1-3$ мин), например [9].

Доминирующими факторами, определяющими поведение порошков, являются уровень их дисперсности и дефектности, наличие загрязнений и адсорбированных поверхностью частиц газов (азот, кислород). Процессы деформации структуры в области межчастичных контактов в условиях сжимающего воздействия обуславливают особые реологические свойства дисперсной системы, влияющие на устойчивость структурного состояния. По сути, влияние примесей и деформации сводится эффекту механохимического активирования процессов структурных и фазовых превращений в порошках gBN , что существенно отличает их от поведения массивных, например, высокочистых пиролитических материалов нитрида бора.

Получаемый методом химического газофазного осаждения нитрид бора (пиролитический BN, ПНБ) обладает развитой структурой различных уровней организации и обычно представляет собой композицию кристаллической и паракристаллической форм [10, 11]. Кристаллическая компонента представлена модификациями BN_r и BN_p . Паракристаллическая компонента включает пакеты атомных сеток, уложенных в последовательностях чередования базисных слоев $ADAD$, $AAAA$ и с турбостратной укладкой. Квазикристаллический ПНБ, получаемый по ТУ 6-02-669-83, имеет мезографитную или смешанную (бимодальную) структуру на основе BN_r и tBN , реже — полностью одномерно разупорядоченную турбостратную [10]. Размер структурных элементов в указанных разновидностях ПНБ соответствует нанодиапазону: общий интервал размеров кристаллитов в базисной плоскости составляет 5–80 нм и вдоль оси c — 5–50 нм; кристаллиты разделены турбостратными прослойками толщиной до 8 нм; значительный объем материала могут занимать участки аморфизованного нитрида бора [11].

В данной работе изучали устойчивость неупорядоченной структуры ПНБ в диапазоне температур 1000–1900°C при давлении 7,7 ГПа, сравнивая экспериментально его поведение с поведением порошкового материала КТНБ, а также с закономерностями фазовых и

структурных превращений в массивных пиролитических материалах BN различного генезиса по литературным данным.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИСХОДНЫЕ ОБРАЗЦЫ

При выполнении термобарических экспериментов использовался аппарат высокого давления (АВД) тороидального типа с диаметром центрального углубления 30 мм [12], отградуированный по давлению и температуре по стандартным методикам. Специальная конструкция ячейки высокого давления позволяла размещать одновременно два образца в центральной части нагревателя симметрично относительно азимутальной плоскости симметрии теплового поля АВД [13], что обеспечивало идентичность температурных условий в верхнем (ПНБ) и нижнем (КТНБ) образцах. Образцы, имеющие форму дисков диаметром 15 мм и толщиной 2 мм, разделялись в ячейке между собой тонким (0,15 мм) слоем термографенита [14] — материала, химически инертного по отношению к BN. Максимальный перепад температуры в объеме образца для применяемого типа ячейки составлял 10–15°C. Разогрев образцов до необходимой температуры из интервала 1000–1900°C после создания в ячейке давления 7,7 ГПа осуществляли в течение 10 с. Длительность теплового воздействия при фиксированной температуре составляла 40 с, после чего в течение 10 с снижали температуру и затем давление.

Фазовый состав и структуру образцов до и после термобарического воздействия исследовали методами рентгеновской дифракции с помощью дифрактометра ДРОН-3м (излучение $\text{CuK}\alpha$, шаговый режим через 0,05° с экспозицией 5 с). При расчетах соотношений интегральных интенсивностей линий плотных и графитоподобных фаз BN учитывали отражательную способность плоскостей. Определение степени трехмерной упорядоченности структуры графитоподобных фаз в образцах ($P_3 = 1 - \gamma$, где γ — концентрация турбостратных дефектов упаковки) выполняли по методике А. В. Курдюмова для гомогенно разупорядоченных структур [15], которая основана на измерении ширины линии 112 и выделении из нее физического уширения $\beta(\gamma)$ с помощью соотношения

$$\beta(\gamma) = B_{112} - \frac{(b_{110})^2}{B_{112}}, \quad (1)$$

где b_{110} — ширина линии 110. Величина γ определяется из выражения

$$\beta(\gamma)^\circ = \frac{114,6d^2 \text{tg}\theta}{c^2} \frac{n\gamma}{\pi\sqrt{1-\gamma}}, \quad (2)$$

где d и c — межплоскостное расстояние и параметр решетки



Рис. 1. Исходные образцы пиролитического VN (диаметр 15 мм, толщина 2 мм), вырезанные из пластин массивного материала.

графитоподобной модификации соответственно; n — ее слойность; l — индекс в hkl ; θ — брэгговский угол. Соотношение (2) сводится к рабочей формуле

$$\beta(\gamma)^\circ = 3,94 \frac{\gamma}{\sqrt{1-\gamma}}, \quad (3)$$

где $\beta(\gamma)$ подставляется в градусах по шкале 2θ .

Плотность материалов до и после термобарического воздействия оценивали по массе и объему образцов. По данным гранулометрического анализа исходный полидисперсный продукт КТНБ состоял из частиц и агрегатов частиц, не разрушающихся в иммерсии при ультразвуковой обработке, с размерами от 3,2 до 37 мкм. Медиана в распределении по размерам соответствовала 11,1 мкм. Порошок КТНБ перед помещением в ячейку компактировали с помощью стальной пресс-формы под давлением 0,4 ГПа, что позволяло получать образцы с плотностью 1,83 г/см³. Плотность пластин исходного ПНБ лежала в пределах от 1,96 до 2,0 г/см³. Образцы в форме дисков вырезались из пластин с помощью алмазного инструмента (рис. 1).

Особенности рентгеновских дифракционных спектров исходных образцов указывали на высокую степень кристалличности структуры КТНБ ($P_3 = 0,98$) и квазикристалличность нанодисперсного ПНБ (рис. 2). P_3 образцов ПНБ с гомогенно разупорядоченной мезографитной структурой составляла 0,26–0,28 ($\rho = 1,96$ – $1,99$ г/см³). В смешанной структуре бимодального ПНБ сосуществуют две компоненты с различными степенями трехмерной упорядоченности структуры. Неупорядоченная компонента близка к турбостратной, упорядоченная — к кристаллической. В изучаемых образцах бимодального ПНБ ($\rho = 2,0$ г/см³) преобладает неупорядоченная компонента (~ 71 об.%), т.е. в структурном отношении материал более близок к мезографитному ПНБ, чем к КТНБ. Индексы t и g , используемые в обозначениях соответственно для полностью турбостратной ($P_3 = 0$) и

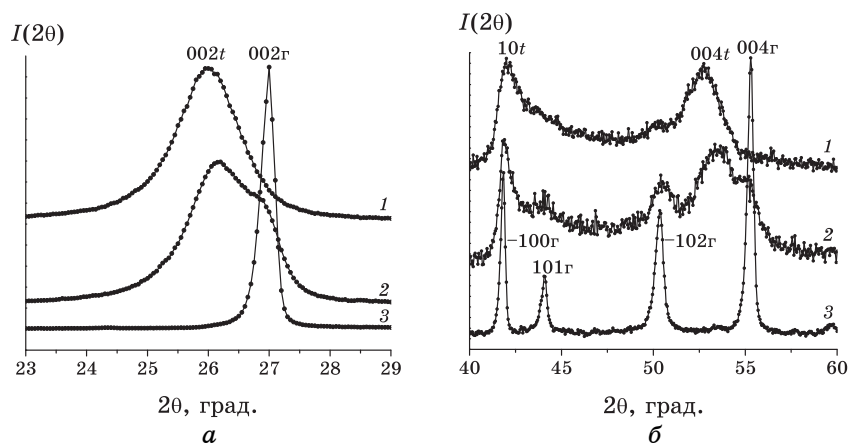


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы исходных материалов ПНБ (1, 2) и КТНБ (3) в диапазонах углов 2θ : а — 23–29 град; б — 40–60 град.

полностью упорядоченной кристаллической ($P_3 = 1$) структур на рис. 2 использованы, как и в [10], для пояснения гетерогенности состояния структуры.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты рентгеновских исследований образцов после термобарического воздействия показывают, что квазикристаллический наноструктурный ПНБ (в массивном состоянии) по устойчивости структуры против структурных и фазовых превращений существенно превосходит кристаллические порошки КТНБ. Каких-либо различий в поведении описанных выше мезографитного и бимодального ПНБ не выявлено. Температура начала превращения $\text{VN}_r \rightarrow \text{VN}_{\text{сф}}$ в КТНБ составляет примерно 1300°C , в то время как в мезографитном ПНБ появление $\text{VN}_{\text{сф}}$ фиксируется, только начиная с $1600\text{--}1700^\circ\text{C}$ (рис. 3).

Образование $\text{VN}_{\text{сф}}$ в ПНБ сопровождается «графитацией» разупорядоченной структуры, о чем свидетельствует появление на дифрактограмме образца острого пика, соответствующего нормальному межслоевому расстоянию слоистого VN_r ($d_{002} = 0,333$ нм). Количественный анализ фазового состава образца после воздействия температурой 1750°C соответствует 18 об.% содержания $\text{VN}_{\text{сф}}$. При этом непревратившаяся графитоподобная фаза, учитывая при расчетах интегральную интенсивность линий, наполовину состоит из упорядоченного VN_r и неупорядоченной компоненты с уширенным межслоевым расстоянием, равным $0,341$ нм.

Образование плотной фазы VN в КТНБ связывается с появлением на дифрактограмме образца ассиметричной линии с максимумом

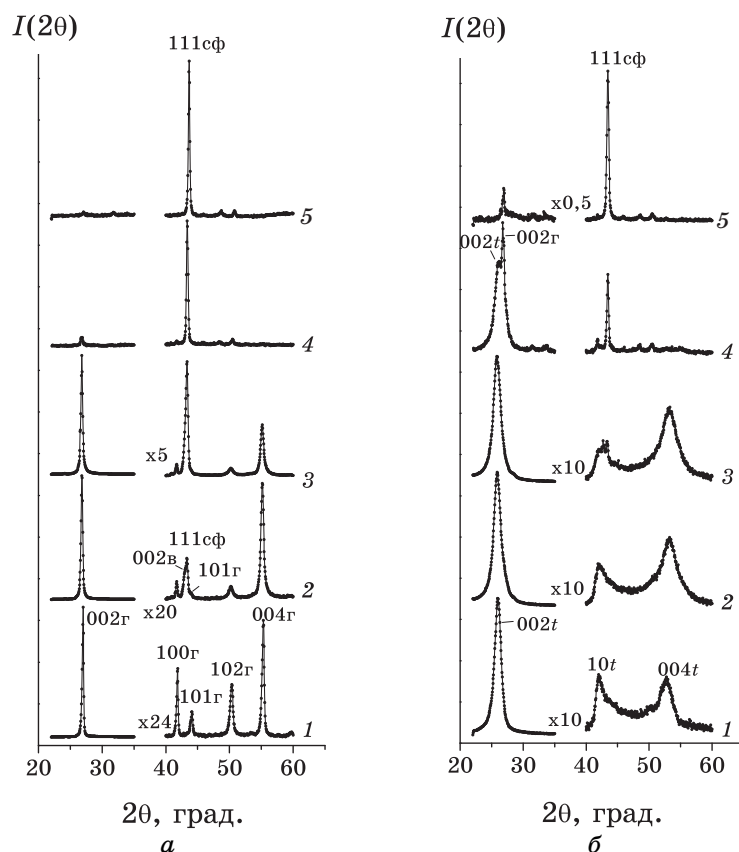


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы исходных образцов (1) и образцов после воздействия давлением 7,7 ГПа на КТНБ (а) и мезографитный ПНБ (б) при температурах: 1300°C (2), 1600°C (3), 1750°C (4), 1900°C (5).

между положениями линий 002 $\text{BN}_в$ и 111 $\text{BN}_{сф}$ (рис. 3). При этом исходная высококристаллическая структура КТНБ заметно разупорядочивается в результате термобарического воздействия, что отражается в уменьшении P_3 от 0,98 до 0,77 и 0,73 соответственно после воздействия температурами 1300°C и 1600°C.

С увеличением температуры линия плотных фаз приближается к положению линии 111 $\text{BN}_{сф}$ и при этом становится симметричной. Эти обстоятельства указывают на то, что на начальных этапах превращения принимает участие метастабильный $\text{BN}_в$, образование которого возможно по механизму гофрировки базисных плоскостей $\text{BN}_г$, чему способствует кристалличность КТНБ. Как известно [16], необходимым условием реализации превращения $\text{BN}_г \rightarrow \text{BN}_в$ мартенситным путем является высокая степень трехмерной упорядоченности исходной графитоподобной структуры. В подобных про-

цессах $\text{BN}_\text{в}$ наследует высокую концентрацию дефектов упаковки (ДУ) в $\text{BN}_\text{г}$: политипные ДУ $\text{BN}_\text{г}$ превращаются в ДУ $\text{BN}_\text{в}$ с чередованием плотноупакованных слоев, характерным для сфалеритоподобной структуры, что способствует последующему превращению $\text{BN}_\text{в} \rightarrow \text{BN}_\text{сф}$ послойной перестройкой [17]. Такая перестройка может происходить посредством генерирования деформационных ДУ (типа вычитания) и протекать бездиффузионно при сравнительно невысоких температурах.

Целесообразно провести сравнение поведения изотропного неупорядоченного ПНБ с литературными данными по фазовым и структурным превращениям анизотропных (высокотекстурированных) разновидностей пиролитических материалов на основе $\text{BN}_\text{г}$ и $\text{BN}_\text{р}$, структуры которых отличаются высокой степенью трехмерной упорядоченности, а плотности достигают предельных значений ($\rho \sim 2,27 \text{ г/см}^3$), что определяет их стекловидность и часто прозрачность. Поведение подобных материалов в значительной степени зависит от специфики термобарического воздействия [18–22].

В условиях осевого сжатия в алмазных наковальнях (ось текстуры материала параллельна оси нагружения) высокоплотный ПНБ на основе $\text{BN}_\text{р}$ испытывает скачкообразный переход в плотную фазу BN при комнатной температуре и давлении 5,6 ГПа [18], что на порядок величины ниже порогового давления образования $\text{BN}_\text{сф}$ при гидростатическом сжатии [19]. При 8 ГПа в условиях квазигидростатического сжатия превращение $\text{BN}_\text{р} \rightarrow \text{BN}_\text{в}$ в том же исходном материале ПНБ развивается с большой скоростью в интервале температур 200–400°C и практически полностью завершается при 1000°C ($\tau = 60 \text{ с}$) [20].

Аналогичное поведение характерно и для высокотекстурированного материала на основе $\text{BN}_\text{г}$, полученного после специальной термобарической обработки ПНБ на основе $\text{BN}_\text{р}$ в области термодинамической стабильности гексагональной графитоподобной модификации [21, 22]. В данных работах условия квазигидростатического и гидростатического сжатия образцов при 7,7 ГПа создавались в АД типа «белт». Длительность изотермической выдержки составляла 5 мин. При квазигидростатическом воздействии образование плотных фаз BN наблюдалось, начиная с $\sim 200^\circ\text{C}$, в то время как в условиях гидростатического сжатия для преобразования $\text{BN}_\text{г}$ в $\text{BN}_\text{сф}$ необходимы температуры выше 1500°C.

Как и в случае с КТНБ, неустойчивость высокоупорядоченных структур ПНБ на основе $\text{BN}_\text{г}$ и $\text{BN}_\text{р}$ обусловлена кооперативной природой структурных и фазовых превращений, возможность протекания которых связана с существенно более низкой энергией активации процессов в сравнении с реконструктивными диффузионными механизмами.

К высокому уровню термической устойчивости мезографитного и бимодального материалов ПНБ приводит невозможность реализации

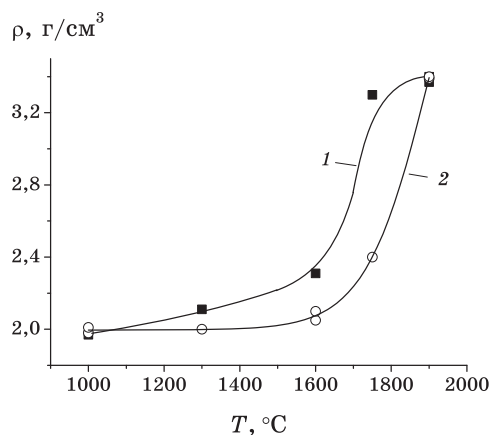


Рис. 4. Зависимости плотности образцов от температуры термобарического воздействия при 7,7 ГПа для КТНБ (1) и мезографитного ПНБ (2).

кооперативных перестроек из-за низкой степени упорядоченности структуры, с другой стороны — отсутствие реконструктивных процессов вследствие низкой диффузионной активности высокотемпературного ВН. Вероятность каталитических эффектов, связанных с наличием примесей и флюидных фаз, влияющих на скорость структурных и фазовых превращений, очевидно, также сведена к минимуму в высокочистом пиролитическом материале. Кроме этого, исследованные материалы ПНБ изотропны, что делает их «невосприимчивыми» к неоднородности барического поля. Отметим также, что плотность образцов ПНБ после термобарического воздействия остается практически неизменной, оставаясь на уровне ~ 2 г/см³, вплоть до температуры 1600°C, при которой фиксируется появление $\text{VN}_{\text{сф}}$ (рис. 4). Плотность образцов из КТНБ монотонно возрастает в результате термобарического воздействия, достигая после обработки при 1000°C значения $1,97 \pm 0,03$ г/см³, характерного для исходного ПНБ. Дальнейшее более резкое возрастание плотности образцов, безусловно, в первую очередь связано с развитием фазовых превращений в плотные модификации ВН.

Анализ полученных экспериментальных данных, в сопоставлении с известными ранее результатами, позволяет предположить, что единственным фактором, способным оказывать влияние на устойчивость наноструктуры высокочистого неупорядоченного ПНБ, является плотность исходного пиролитического материала: высокоплотные материалы более устойчивы, чем низкоплотные. Причиной этому является различная реология массивных материалов, отличающихся по плотности. В условиях термобарического воздействия более активная деформация в структуре низкоплотных материалов способствует ускорению структурных и фазовых превращений. В

пользу этого предположения свидетельствуют также данные работы [23], в которой с использованием АД типа «белт» исследовалось поведение двух видов ПНБ чистотой 99,99% с размерами кристаллитов 5–10 нм: анизотропного материала с предпочтительной ориентацией c -осей в структуре ($\rho = 2,1 \text{ г/см}^3$) и полностью изотропного материала ($\rho = 1,25 \text{ г/см}^3$). Оба материала классифицировались как турбостратный нитрид бора. По данным этой работы в условиях квазигидростатического сжатия ($p = 6,5 \text{ ГПа}$) в низкоплотном ПНБ имело место частичное превращение $\text{BN}_{\text{сф}}$ при 1500°C , в то время как более плотный анизотропный ПНБ не испытывал никаких превращений вплоть до температур порядка $2300\text{--}2550^\circ\text{C}$.

4. ВЫВОДЫ

В практических приложениях перспективность $g\text{BN}$, и особенно пиролитических материалов на его основе, связана с его безальтернативностью, что стало очевидным в период бурного развития электронной промышленности: теплоотводы в мощных транзисторах; держатели источников и электроизоляторы в системах ионной имплантации; источники бора в планарной технологии (получение кремниевых подложек с p -типом проводимости); тигли для выращивания высокочистых полупроводниковых кристаллов (ячейки роста и эпитаксиальные ячейки). В космической индустрии BN с его низкой диэлектрической постоянной оказался идеальным выбором при изготовлении микроволновых окон и деталей антенн, жаропрочных футеровок и др. Как широкозонный материал, нитрид бора является весьма перспективным для применения в ультрафиолетовой оптике и фотоэлектронике.

Пиролитические материалы $g\text{BN}$ вакуумплотные и имеют незначительную проницаемость даже для газообразного гелия [24]. Необычное поведение меди наблюдалось нами в условиях термобарического воздействия, которое заключалось в том, что под действием высокого давления ($\sim 7,7 \text{ ГПа}$) происходит инфильтрация расплава металла в наноструктурный ПНБ плотностью $\sim 2 \text{ г/см}^3$, которая на 12,2% ниже плотности монокристаллического BN_r . Материал в подобных условиях ведет себя как проницаемая матрица, фрактальная структура которой обуславливает возможность перколяции жидких сред. Этот эффект может быть использован для введения в структуру ПНБ химических агентов, облегчающих его фазовое превращение в кубический BN , а также с целью получения композитов типа диэлектрик–металл и диэлектрик–полупроводник, обладающих специальными свойствами. Широкий температурный диапазон устойчивости наноструктуры исследованного ПНБ и неизменности его плотности при термобарическом воздействии свидетельствует о неизменности фильтрационных свойств материала вплоть до 1600°C ,

что предопределяет выбор возможных инфильтрующих агентов.

Авторы выражают признательность С. А. Шевченко (РНЦ «Прикладная химия», Санкт-Петербург) за предоставленные образцы ПНБ и д.т.н. И. А. Петруше (ИСМ НАН Украины) за помощь при постановке термобарических экспериментов и участие в обсуждении полученных результатов.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. H. Sumiya, T. Iseki, and A. Onodera, *Mat. Res. Bull.*, **18**: 1203 (1983).
2. *Розробка фізико-технологічних основ виготовлення високоміцних полікристалічних матеріалів кубічного нітриду бору та термостійких алмазнокерамічних композитів в умовах високого тиску і однорідного поля температур* (Звіт про НДР за темою № III-24-05 (0123). № держреєстрації 0105U008270. Обл. № 0208U005420). (Київ: ІНМ НАН України: 2008).
3. И. С. Гладкая, Г. Н. Кремкова, В. Н. Слесарев, *Изв. АН СССР. Неорган. материалы*, **17**, № 9: 1603 (1981).
4. И. С. Гладкая, Г. Н. Кремкова, В. Н. Слесарев, *Сверхтв. материалы*, № 3: 38 (1988).
5. А. В. Курдюмов, И. С. Гладкая, А. С. Голубев и др., *Изв. АН СССР. Неорган. материалы*, **18**, № 11: 1835 (1982).
6. В. Л. Соложенко, В. А. Муханов, Н. В. Новиков, *Докл. АН СССР*, **312**, № 3: 630 (1990).
7. А. Патнис, Дж. Мак-Коннелл, *Основные черты поведения минералов* (Москва: Мир: 1983).
8. V. L. Solozhenko, I. A. Petrusha, and A. A. Svirid, *High Press. Res.*, **15**: 95 (1996).
9. А. А. Будяк, И. А. Петруша, В. М. Товстоган и др., *Сверхтв. материалы*, № 4: 12 (1985).
10. Б. Н. Шарупин, А. Е. Кравчик, М. М. Ефременко и др., *ЖПХ*, **63**, № 8: 1698 (1990).
11. В. С. Дедков, *Структурная иерархия нитрида бора и ее связь со свойствами* (Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 / НИИ высоких напряжений при Томском политех. ун-те.) (Томск: 1996).
12. І. А. Петруша, О. С. Осіпов, Т. І. Смірнова та ін., *Пріоритети наукової співпраці ДФФД і БРФФД: Матеріали спільних конкурсних проектів Державного фонду фундаментальних досліджень і Білоруського республіканського фонду фундаментальних досліджень («ДФФД-БРФФД-2005»)* (Київ: ДІА: 2007), с. 218.
13. А. Г. Гаран, І. А. Петруша, А. С. Осіпов, *Пристрій для створення високого тиску та температури* (Патент 70815 Україна. МПК В 01 J 03/06/. Заявл. 30.12.03. Опубл. 15.10.04. Бюл. № 10).
14. В. В. Янченко, Ю. И. Семенцов, *Термографенит* (Киев: ООО «Украинские передовые технологии»: 2005), с. 12.
15. А. В. Курдюмов, *Кристаллография*, **20**, № 5: 969 (1975).
16. А. В. Курдюмов, В. Ф. Бритун, Н. И. Боримчук, В. В. Ярош, *Мартенситные и диффузионные превращения в углероде и нитриде бора при ударном*

- сжатии* (Киев: Изд-во «О.О. Куприянова»: 2005).
17. В. Ф. Бритун, А. В. Курдюмов, И. А. Петруша, *Сверхтв. материалы*, № 2: 3 (2000).
 18. N. V. Novikov, I. A. Petrusha, L. K. Shvedov et al., *Diamond Relat. Mater.*, **8**: 361 (1999).
 19. M. Ueno, K. Hasegawa, R. Oshima et al., *Phys. Rev. B*, **45**, No. 18: 10226 (1992).
 20. A. V. Kurdyumov, V. F. Britun, and I. A. Petrusha, *Diamond and Relat. Mater.*, **5**: 1229 (1996).
 21. В. Ф. Бритун, А. В. Курдюмов, Т. Танигучи и др., *Сверхтв. материалы*, № 2: 14 (2003).
 22. В. Ф. Бритун, А. В. Курдюмов, И. А. Петруша, *Физика и техника высоких давлений*, **13**, № 3: 11 (2003).
 23. F. R. Corrigan and F. P. Bundy, *J. Chem Phys.*, **63**, No. 9: 3812 (1975).
 24. T. C. Hsieh and A. C. Anderson, *Rev. Sci. Instrum.*, **52**, No. 12: 1919 (1981).