

Г. С. Олейник, В. М. Волкогон, С. К. Аврамчук,
А. В. Котко, В. М. Верещака (г. Киев)

Роль пластической деформации в процессах уплотнения и разуплотнения при спекании материалов на основе вюртцитного нитрида бора

Представлены результаты электронно-микроскопического исследования эволюции микроструктуры поликристаллов на основе вюртцитного нитрида бора с ростом длительности спекания в интервале от 15 до 240 с при $p = 7,7$ ГПа, $T = 1800$ °С. Сделано заключение, что определяющую роль при уплотнении до 90 с играет пластическая деформация исходных частиц, осуществляемая базисным скольжением и незакономерным, т. е. некристаллографическим поворотом. Деформация незакономерным поворотом способствует диспергированию частиц на разориентированные фрагменты без нарушения их сплошности, что определяет их дальнейшую деформацию за счет проскальзывания по границам фрагментов. Разориентация фрагментов способствует усилению ориентационного фактора для развития базисного скольжения и, как следствие, активизации перехода BN_v в сфалеритную фазу. Разуплотнение поликристаллов при спекании при $t > 90$ с связано с развитием пластической деформации путем ползучести, которая вызвана формированием участков микроструктуры материала на основе монофазных ($BN_{сф}$) совершенных зерен размерами менее 1 мкм с хорошо сформированными (безрельефными) между ними границами. Предполагается, что процесс ползучести осуществляется за счет межзеренного проскальзывания в сочетании с диффузионным поатомным массопереносом в границах зерен.

Ключевые слова: пластическая деформация, спекание, уплотнение, нитрид бора, повороты, ползучесть.

Ранее установлено [1], что спекание порошков вюртцитного нитрида бора (BN_v) при высоких давлениях и температурах ($p = 5—8$ ГПа, $T = 1200—1800$ °С) определяют четыре типа взаимосвязанных структурных превращений:

— Решеточная пластическая деформация частиц BN_v . Она реализуется главным образом базисным скольжением расщепленными дислокациями с вектором Бюргерса типа $\frac{1}{2} [11\bar{2}0]$. Начальная температура ее развития — 800—1000 °С.

— Кристаллоориентированное полиморфное превращение BN_v в сфалеритную фазу. Превращение осуществляется деформационным механизмом в результате развития указанного базисного скольжения. Особенностью его протекания является послойное превращение, в результате которого в частицах возникают пластинчатые образования конечной фазы сфалеритного нитрида бора ($BN_{сф}$) в двойникованном состоянии. Развитые поверхности пластин ограничены плоскостями (111), которые параллельны плоскости (0001) исходной вюртцит-

ной фазы. Наряду с этим превращением из-за развития базисного скольжения проходят (как ему предшествующие и сопутствующие) структурные превращения — разупорядочение BN_v в направлении $[0001]$ и формирование многослойных политипов (МП). Таким образом, уже при температурах спекания 1200—1400 °C частицы нитрида бора или их фрагменты становятся гетерофазными (BN_v с высокой плотностью базисных дефектов упаковки + сдвоенный $\text{BN}_{\text{сф}}$ + МП). Двойникование в $\text{BN}_{\text{сф}}$ проходит по плоскости $(111)_{\text{сф}} \parallel (0001)_v$. Гетерофазные частицы имеют микрополосчатую (микродоменную) субструктуру, обусловленную пластинчатой формой их фазовых составляющих и присутствием базисных дефектов упаковки.

— Кооперативная пластическая деформация путем сбросообразования (или ротационная) как исходных частиц BN_v , так и содержащих разупорядоченный материал и многослойные политипы. Эта деформация приводит к формоизменению частиц (изгибы, изломы) без нарушения сплошности и насыщению их границами разориентации различных видов, вплоть до хорошо сформированных высокоугловых [2]. По мере развития деформации происходит смещение разориентированных фрагментов относительно друг друга и преобразование частиц пластинчатой формы в систему хаотически разориентированных фрагментов. Параллельно на этом этапе осуществляются и следующие структурные превращения: а) фазовое превращение во фрагментах, активированное развитием решеточной деформации в таких фрагментах из-за усиления ориентационного фактора, т. е. появления благоприятной ориентации для развития базисного скольжения; б) структурные превращения в границах разориентации — накопление дислокаций в процессе межзеренного проскальзывания и развитие процессов их упорядочения с образованием границ межзеренного типа. Особенностью структурного состояния системы на этом этапе является наличие между фрагментами границ композиционного типа, что обусловлено содержанием в них фазовых составляющих в форме пластин, пересекающих их от границы до границы. Границы являются межфазными, представляют собой сочетание в непрерывной последовательности отрезков сопряжения различных составляющих (типа v —сф, v —МП, сф—МП, v — v , сф—сф) и имеют микроступенчатую морфологию.

— Рекристаллизация $\text{BN}_{\text{сф}}$. Первичная рекристаллизация проходит по двум механизмам. На начальном этапе (при $T = 1200$ — 1400 °C) она осуществляется за счет формирования деформационных выступов на развитой поверхности гетерофазных частиц [3], а в дальнейшем — в результате появления на основе разориентированных фрагментов таких частиц монофазных ($\text{BN}_{\text{сф}}$) областей. В последнем случае образование центров рекристаллизации определяется развитием во фрагментах превращения BN_v и МП в $\text{BN}_{\text{сф}}$. По мере увеличения содержания $\text{BN}_{\text{сф}}$ во фрагментах границы между ними преобразуются из межфазных композиционных в обычные межзеренного типа. Появление таких границ и определяет дальнейшее развитие собирательной рекристаллизации $\text{BN}_{\text{сф}}$.

Несмотря на проведенные ранее исследования механизмов структурных превращений в системе частиц исходного BN_v [1, 4], обуславливающих формирование зеренной структуры и фазового состава материалов на его основе, роль таких превращений в уплотнении материалов еще не изучена. Имеется только хорошо подтвержденная закономерность — с увеличением длительности спекания (в интервале 1400—1800 °C) при постоянных p , T параметрах плотность материалов возрастает. При этом увеличивается и количественная доля сфалеритной фазы [5, 6]. Важным обстоятельством представляется тот

факт, что в поликристаллах, полученных на высокотемпературной стадии спекания порошков BN_b ($T = 1800^\circ\text{C}$ при $p = 7,7$ ГПа), по результатам электронно-микроскопического изучения выявляется пористость в границах образующихся зерен сфалеритного BN [1]. Из анализа кривых уплотнения материала по данным [5] обнаружена только некоторая тенденция к разуплотнению после спекания длительностью $\tau > 90$ с, а в [7] на примере спекания порошка BN_b , предварительно обработанного прокаткой, установлено, что разуплотнение начинается уже после $\tau = 60$ с, а при $\tau = 120$ с достигает 1,5—2 %. Электронно-микроскопическими исследованиями такого материала установлено, что при $\tau = 240$ с пористость в границах зерен может достигать 3 %.

С учетом изложенного, в данной работе приведены результаты структурных исследований поликристаллов на основе BN_b , полученных при различных длительностях спекания при постоянных $p = 7,7$ ГПа и $T = 1800^\circ\text{C}$. Цель этих исследований — выявить влияние различных структурных превращений в частицах BN_b на процессы уплотнения и разуплотнения материалов на их основе.

В качестве исходных использовали образцы на основе обработанного прокаткой порошка BN_b , уплотнение которых (при $p = 7,7$ ГПа и $T = 1800^\circ\text{C}$) исследовано в [7]. При этом выбраны образцы, соответствующие различным стадиям уплотнения, отличающимся скоростью уплотнения и разуплотнения: это образцы, полученные при различной длительности спекания — 15, 30, 60, 90 и 120 с (рис. 1). Исследовали также образцы, полученные при $\tau = 240$ с, для которых разуплотнение достигало ~ 3 %.

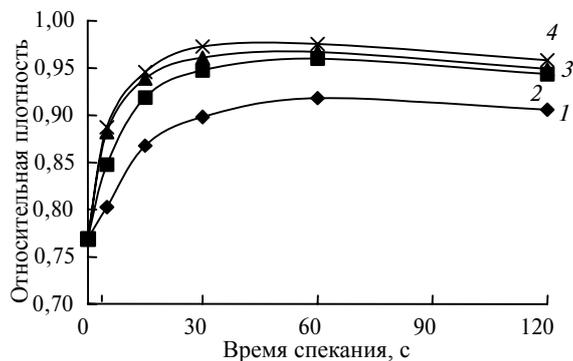


Рис. 1. Зависимость относительной плотности поликристаллов на основе исходного порошка BN_b (предварительная обработка прокаткой) от длительности спекания при $T = 1800^\circ\text{C}$, $p = 7,7$ ГПа (кривая 4) [6].

Структурные исследования образцов осуществляли методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг и угольных реплик от естественных поверхностей разрушения образцов. Идентификацию фазовых составляющих в образцах проводили методом микродифракции от сечений частиц типа $(11\bar{2}0)$ в случае их гетерофазного состава и сечений типа (110) для монофазных ($\text{BN}_{\text{сф}}$) зерен. На картинах микродифракции от сечений первого типа хорошо выявлялись: а) тяжи в рядах *hol*, что свидетельствовало об разупорядочении вюртцитной фазы, обусловленном накоплением базисных дефектов упаковки; б) системы точечных отражений в названных рядах, указывающие на образование многослойных политипов и сдвойникованной сфалеритной фазы.

Установлено, что для образцов, полученных на первом этапе спекания ($\tau = 15$ с), характерна микроструктура на основе фрагментов частиц BN_v в форме пластин размерами в развитой поверхности 0,5—1 мкм при толщине не более 0,5 мкм и агрегатов на основе осколков таких пластин. Между указанными составляющими имеются механические поверхности сопряжения с заключенными изолированными порами, а также поры в форме протяженных несплошностей. Последние локализуется главным образом в поверхностях контакта с крупными частицами (рис. 2, *a*). Фактически все частицы содержат базисные дефекты упаковки, выявляемые по изображению микрополосчатого контраста в сечениях типа $(11\bar{2}0)$ частиц. Большая часть частиц представлена разупорядоченной в направлении $[0001]$ вюрцитной фазой. Типичная субструктура частиц и характерная микроэлектроннограмма (МЭГ) от единичной частицы на основе разупорядоченной фазы приведены на рис. 2.

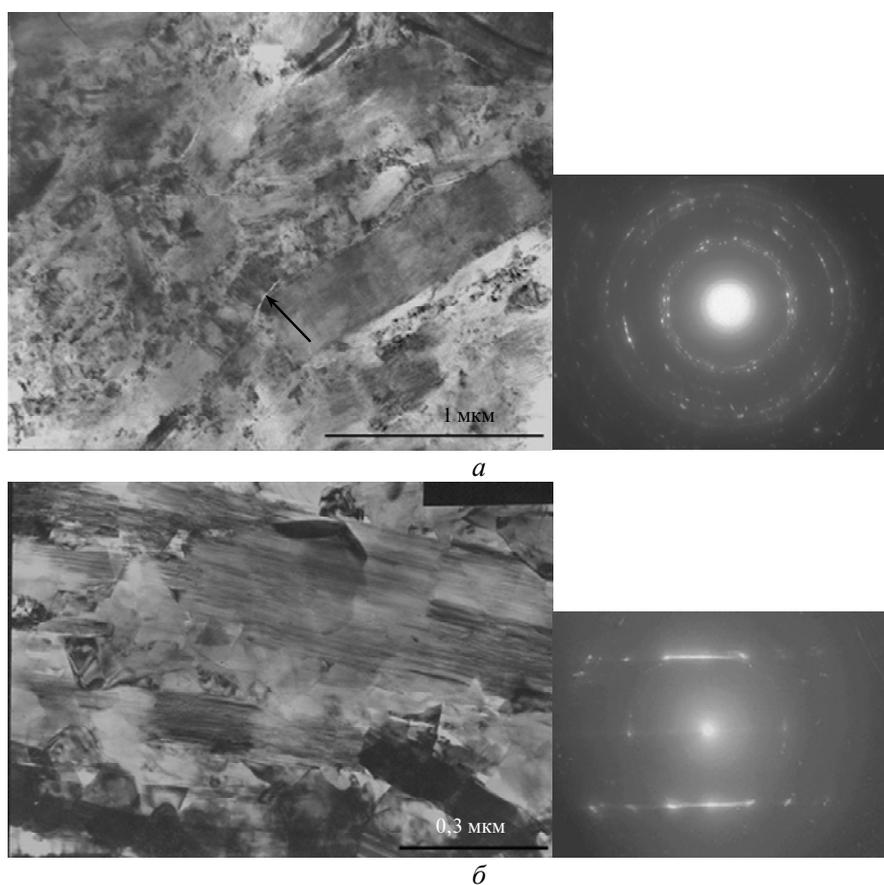


Рис. 2. Микроструктура образцов на основе BN_v , спеченных в течение $\tau = 15$ с ($T = 1800$ °С, $p = 7,7$ ГПа): *a* — общий вид и МЭГ от всего участка (стрелкой отмечена пора по границе сопряжения); *б* — субструктура деформированных частиц и типичная МЭГ от частицы с высокой плотностью базисных дефектов упаковки.

Микроструктура образцов, полученных на втором этапе спекания ($\tau = 30$ с), состоит из частиц, деформированных преимущественно по механизму сбросообразования, а также фрагментированных до размеров $\leq 0,5$ мкм. При этом между фрагментами имеются сплошные границы сопряжения. Поверх-

ности контактирования между независимыми частицами являются механическими, в отдельных микрообъемах в таких поверхностях содержатся несплошности полиэдрических сечений размерами от 0,05 до 0,3 мкм. По фазовому составу можно выделить две группы частиц. Первая — частицы на основе разупорядоченной фазы $\text{BN}_\text{в}$, вторая — гетерофазные частицы состава $\text{BN}_\text{в}$ разупорядоченный + МП + сдвойникованный $\text{BN}_\text{сф}$ по плоскости $(111)_{\text{сф}} \parallel (0001)_\text{в}$. Как правило, частицы первого типа являются более крупными. Характерная микроструктура образцов этого типа приведена на рис. 3.

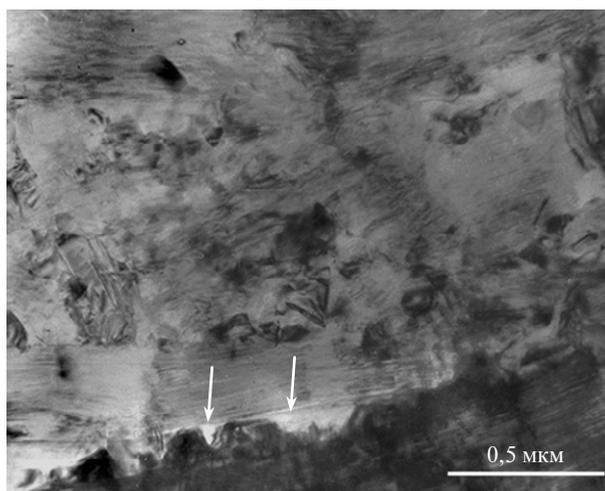


Рис. 3. Типичная микроструктура образцов на основе $\text{BN}_\text{в}$, спеченных в течение $\tau = 30$ с ($T = 1800$ °С, $p = 7,7$ ГПа), общий вид (стрелкой указана пора на границе сопряжения).

Образцы, полученные на третьем этапе спекания ($\tau = 60$ с), отличаются существенными особенностями в микроструктуре по сравнению с предыдущими образцами. Прежде всего, они содержат отдельные области зерен гетерофазного состава и монофазные области на основе зерен $\text{BN}_\text{сф}$. Первые составлены как частицами осколочной формы с механическими контактами, так и фрагментами со сплошными поверхностями сопряжения, которые образованы в результате пластической фрагментации исходных частиц. Вторые (монофазные области) содержат только совершенные зерна $\text{BN}_\text{сф}$ с хорошо сформированными между ними границами межзеренного типа и лишь в отдельных зернах имеются двойники. Остаточные поры расположены в областях локализации гетерофазных зерен. Характерная микроструктура образцов представлена на рис. 4.

Основной составляющей образцов, полученных на четвертом этапе спекания ($\tau = 90$ с), являются совершенные зерна сфалеритной фазы, очень редко встречаются также гетерофазные частицы с высоким содержанием сдвойникового $\text{BN}_\text{сф}$. Диапазон размеров зерен $\text{BN}_\text{сф}$ составляет $\sim 0,1$ — $0,6$ мкм. В отдельных областях таких зерен имеются поры двух морфологических типов — в форме несплошностей полиэдрической формы размерами $0,1$ — $0,05$ мкм и нитевидных трещин (с поперечным сечением $\leq 0,05$ мкм). Как правило, это выявляется в наиболее мелкозернистых участках образцов. Зерна при этом равноосные и имеют хорошо выраженную преимущественно округлую и редко полиэдрическую форму. Имеются деформированные зерна. На их изображениях выявляются чаще всего изгибные контуры, пакеты дефектов упа-

ковки и группы дислокаций. Отмеченные особенности микроструктуры образцов, полученных на этом этапе, проиллюстрированы на рис. 5.

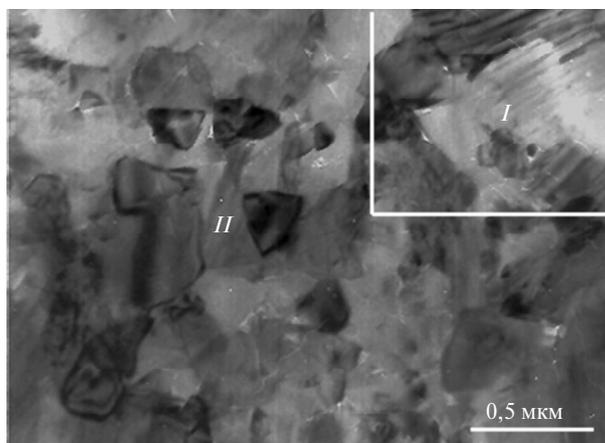


Рис. 4. Типичная микроструктура образцов на основе VN_b , спеченных в течение $\tau = 60$ с ($T = 1800$ °С, $p = 7,7$ ГПа): область гетерофазных (I) и монофазных (VN_{sf}) зерен (II).

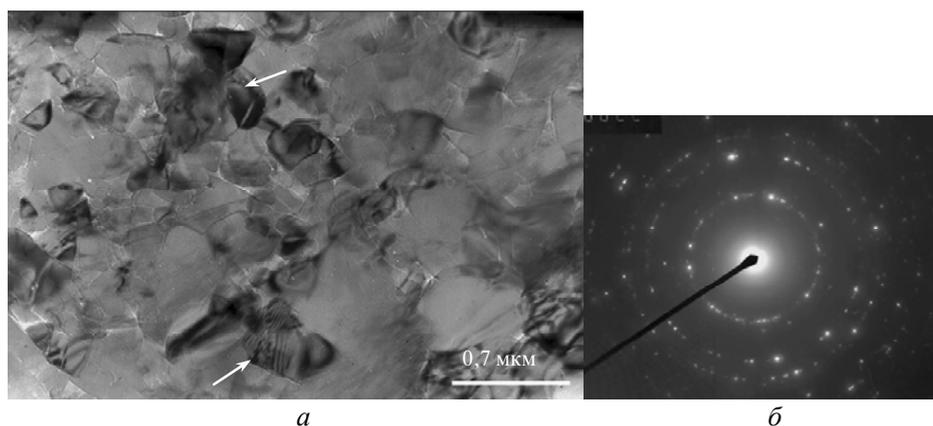


Рис. 5. Типичная зеренная микроструктура образцов на основе исходного VN_b (а, стрелками указаны деформированные зерна VN_{sf}) и МЭГ от всего участка зерен (б); спекание длительностью $\tau = 90$ с ($T = 1800$ °С, $p = 7,7$ ГПа).

Образцы, полученные на пятом этапе спекания ($\tau = 120$ с), являются монофазными, они содержат только совершенные зерна VN_{sf} с тонкими границами раздела между ними. Диапазон размеров зерен фактически не изменяется, несколько возрастает доля зерен размерами $0,3—0,5$ мкм. Как и для образцов предыдущей группы, в рассматриваемых образцах имеется пористость в мелкозернистых участках. Поры расположены преимущественно в стыках зерен, щелевидные поры по границам зерен имеются только в наиболее мелкозернистых областях. Часть зерен является деформированной, причем это типично для беспористых участков образца. Характерная микроструктура образцов приведена на рис. 6.

В монофазных VN_{sf} образцах, полученных при $\tau = 240$ с, основной диапазон размеров зерен составляет $\sim 0,3—0,7$ мкм, однако имеются также группы более мелких и более крупных зерен. Часть крупных зерен является деформированной, для них характерны те же дефекты, что и для зерен образцов,

полученных при $\tau = 90$ и 120 с. В образцах содержатся поры двух видов — мелкие ($\leq 0,1$ мкм) полиэдрической огранки, расположенные по границам зерен, и крупные (до $0,3$ мкм и больше) между группами зерен. Наиболее характерные участки микроструктуры образцов представлены на рис. 7.

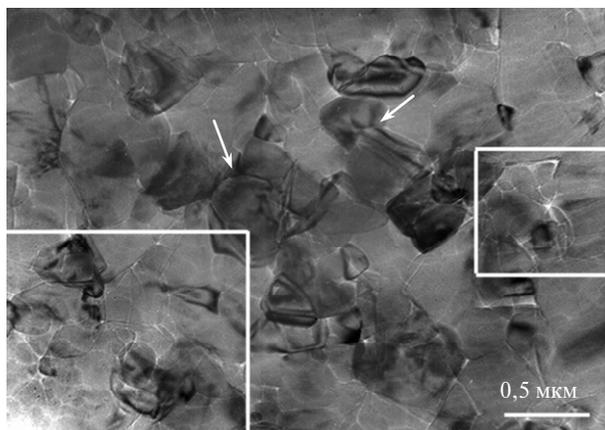


Рис. 6. Типичная зеренная микроструктура образцов на основе исходного BN_v (стрелками указаны группы деформированных зерен $\text{BN}_{\text{сф}}$, выделены области с мелкими зернами, по границам которых имеются несплошности); спекание длительностью $\tau = 120$ с ($T = 1800$ °C, $p = 7,7$ ГПа).

Анализ приведенных данных об эволюции структуры поликристаллов на основе исходного порошка BN_v при $T = 1800$ °C и $P = 7,7$ ГПа позволяет представить развитие структурных превращений с ростом длительности (от 15 до 240 с) спекания в такой последовательности. Две первые стадии ($\tau = 15$ и 30 с), когда имеет место наибольшая скорость уплотнения (см. рис. 1), проходят с определяющим участием решеточной деформации и развитием при $\tau = 30$ с ротационной деформации путем сбросообразования. Ротационная деформация способствует формоизменению и диспергированию частиц BN_v без нарушения их сплошности (см. рис. 2, б, 3, а), что обуславливает протекание дальнейшей деформации частиц по механизму проскальзывания по границам таких фрагментов. Названные разновидности деформации являются определяющими и в прохождении процессов разупорядочения BN_v , формирования МП и полиморфного перехода $\text{BN}_v \rightarrow \text{BN}_{\text{сф}}$. На стадии спекания при $\tau = 30$ — 60 с и вплоть до $\tau = 90$ с заканчивается фазовое превращение $\text{BN}_v \rightarrow \text{BN}_{\text{сф}}$ и происходит морфологическая перестройка фазы $\text{BN}_{\text{сф}}$. Последнее заключается в том, что исчезает эта фаза в форме пластинчатых прослоек в гетерофазных зернах (за счет полного сдвигового превращения BN_v и МП в сфалеритную фазу) и образуются на их основе монофазные зерна $\text{BN}_{\text{сф}}$, имеющие равноосную округлую и полиэдрическую морфологию (см. рис. 5).

Появление пористости в поликристаллах начиная с $\tau = 90$ с можно объяснить развитием в них пластической деформации путем ползучести. Непосредственным подтверждением этого могут быть данные о возникновении пор прежде всего в наиболее мелкозернистых областях, при этом в зернах не выявляются дефекты, а между ними имеются хорошо сформированные границы (см. рис. 4). С ростом длительности спекания этот процесс продолжается и сопровождается морфологическими изменениями несплошностей и их локализацией в стыках зерен. Названные структурные особенности позволя-

ют заключить, что развитие ползучести проходит с участием диффузионного массопереноса.

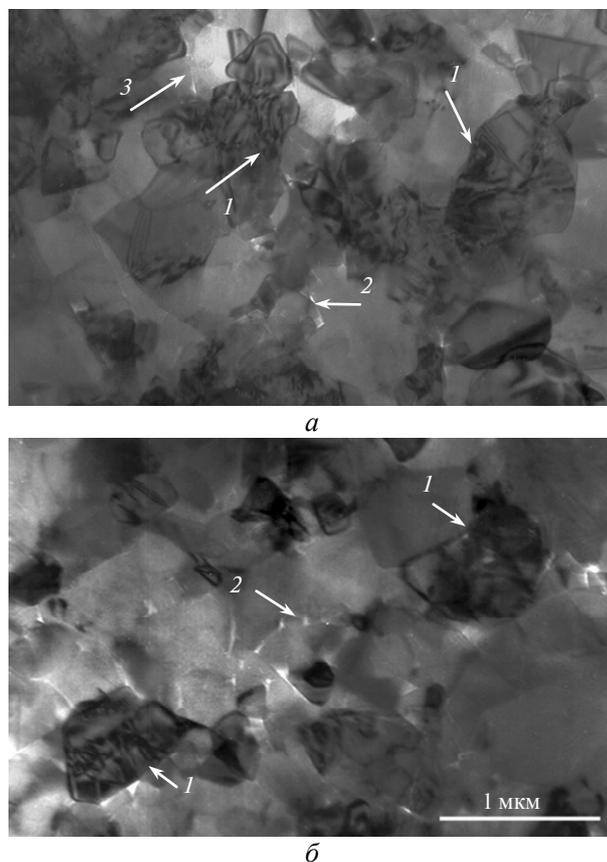


Рис. 7. Типичная зеренная микроструктура образцов (*a, б*) на основе исходного BN_в; стрелками указаны деформированные зерна (*1*), системы пор по границам зерен (*2*), крупные поры между зернами (*3*); спекание длительностью $\tau = 240$ с ($T = 1800$ °C, $p = 7,7$ ГПа).

Развитие ползучести в поликристаллических материалах, сопровождающееся порообразованием, в условиях термосиловой обработки является закономерным. Ранее разуплотнение нами было выявлено при спекании в условиях высоких давлений порошков нитрида кремния [8], диборида титана [9], порообразование в области высокодисперсных включений наблюдали в материале на основе нитрида алюминия [10]. Причем развитие этого структурного превращения в материалах на основе нитрида кремния и диборида титана всегда проходит на этапе первичной рекристаллизации, т. е. при появлении мелкозернистых областей. Порообразование является характерным в условиях развития динамической первичной рекристаллизации в металлах [11], а также в минералах в природных условиях [12].

Можно заключить, таким образом, что поведение порошковой прессовки BN_в при $T = 1800$ °C и $p = 7,7$ ГПа полностью контролируется развитием пластической деформации, механизмы которой изменяются по мере эволюции структурного и фазового состояний в системе частиц. Быстрый этап уплотнения определяется кооперативной пластичностью, которая осуществляется сбросообразованием и проскальзыванием разориентированных фрагментов

относительно друг друга без нарушения сплошности частиц. Представляется, что развитие такой деформации обусловлено двумя факторами: а) анизотропией решетки вюртцитного нитрида бора и низкой энергией базисных дефектов упаковки, что снижает склонность к переползанию дислокаций; б) разупорядочением исходного BN_v за счет накопления базисных дефектов упаковки. Известно, что в таком состоянии пластичность веществ возрастает. Кооперативная деформация оказывает влияние и на последующую стадию структурообразования — разуплотнение материала. Это определяется протеканием при ее развитии диспергирования исходных частиц и формирования на их основе разориентированных фрагментов, активации фазового перехода $\text{BN}_v \rightarrow \text{BN}_{\text{сф}}$ в таких фрагментах в результате усиления ориентационного фактора решеточной деформации и, как следствие этого, появления монофазных $\text{BN}_{\text{сф}}$ зерен и границ межзеренного типа между ними.

В материале на основе гетерофазных зерен (что характерно для стадии спекания менее 60 с) процессы разуплотнения не проходят. Это можно объяснить прежде всего структурным состоянием межзеренных границ, которые, с одной стороны, являются композиционными, т. е. состоят из фрагментов межфазных границ, а с другой — имеют микроступенчатую морфологию, обусловленную развитием в зернах пластических сдвигов по всему сечению на стадии политипообразования и фазового превращения. Известно, что эти особенности границ в материалах (факторы) снижают склонность к ползучести путем межзеренного проскальзывания. Первый определяет формирование напряжений сжатия в границах зерен, что препятствует их смещению относительно друг друга [13], второй также подавляет этот процесс за счет сильной рельефности границ. На примере металлических материалов установлено [14], что формирование извилистых и фасетированных границ повышает сопротивление ползучести. Подобным образом действует и образование клиновидных трещин даже в мелкозернистом материале.

Как уже отмечалось, появление пористости в материале наблюдается в монофазных ($\text{BN}_{\text{сф}}$) мелкозернистых областях с хорошо сформированными границами, возникновение которых обусловлено прохождением диффузионных процессов. Эта особенность свидетельствует о том, что развитие в материале деформации путем ползучести осуществляется наиболее вероятно протеканием межзеренного проскальзывания с участием диффузионного атомного массопереноса.

Представлено результати електронно-мікроскопічного дослідження еволюції мікроструктури полікристалів на основі вюртцитного нітриду бору зі зростанням тривалості спікання в інтервалі від 15 до 240 с при тиску 7,7 ГПа і температурі 1800 °С. Зроблено висновок, що визначальну роль при ущільненні до 90 с має пластична деформація вихідних часточок, яка відбувається шляхом базисного ковзання та незаконірного, тобто некристалографічного повороту. Деформація незаконірним поворотом сприяє подрібненню часточок на дезорієнтовані фрагменти без порушення їх суцільності, що обумовлює їх подальшу деформацію внаслідок проковзування по межах фрагментів. Дезорієнтація фрагментів сприяє посиленню орієнтаційного фактора для розвитку базисного ковзання і, як наслідок, активації перетворення BN_v в сфалеритну фазу. Розуцільнення полікристалів при спіканні за час > 90 с пов'язано з розвитком пластичної деформації шляхом проковзування, яке обумовлено утворенням ділянок мікроструктури матеріалу на основі монофазних $\text{BN}_{\text{сф}}$ досконалих зерен розмірами менше 1 мкм з добре сформованими (безрельєфними) між ними межами. Передбачається, що процес повзучості за механізмом міжзеренного проковзування проходить в сполученні з дифузійним поатомним масопереносом в межах зерен.

Ключові слова: пластична деформація, спікання, ущільнення, нітрид бору, повороти, повзучість.

The results of TEM examination of the microstructure evolution in polycrystals based on wurtzite boron nitride with elongation of sintering time(τ) from 15 to 240 s at $P=7.7$ GPa and $T=1800^\circ\text{C}$ are presented. It has been established that the determining role in compaction to 90 s is played by the plastic deformation of initial particles involved by the basal slip and law-free, i.e. non-crystal-graphic, rotation. Deformation via the law-free rotation promotes desintegration of particles into disoriented fragments without distortion of their continuity, which determines their further deformation owing to slipping along the fragment boundaries. The disorientation of the fragments involves strengthening of the orientation factor for evolution of basal slip and, as a result, activation of the BN_w transition into a sphalerite phase. Decompression of polycrystals under sintering at $\tau > 90$ s is related to the evolution of plastic deformation via the creep initiated by the formation of areas in the material microstructure on the basis of perfect single-phased (BN_{sph}) grains sizing under $1 \mu\text{m}$ with well-developed (with no relief) boundaries. The creep process is assumed to proceed owing to grain-on-grain slipping combined with diffusion atom-by-atom mass transfer on grain boundaries.

Key word: plastic deformation, sintering, compaction, boron nitride, rotation, creep.

1. Олейник Г. С. Структурные механизмы формирования керамики на основе вюрцитной модификации нитрида бора // Сверхтв. материалы. — 1993. — № 6. — С. 3—12.
2. Олейник Г. С. Пластическая фрагментация кристаллов 2HBN и 6HSiC при термобарической обработке // Электронная микроскопия и прочность материалов. — Киев: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2001. — Вып. 11. — С. 146—157.
3. Олейник Г. С., Даниленко Н. В. Деформационный механизм формирования центров первичной рекристаллизации сфалеритной фазы, образующейся из вюрцитной фазы BN // Сверхтв. материалы. — 1995. — № 1. — С. 12—17.
4. Волкогон В. М., Олейник Г. С. Влияние предварительной обработки порошка BN_w прокаткой на фазовое превращение вюрцит \rightarrow сфалерит при спекании гексаниа-Р // Там же. — 2003. — № 6. — С. 22—31.
5. Джамаров С. С. Формирование структуры поликристаллических материалов на основе вюрцитного нитрида бора: Дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1983. — 24 с.
6. Волкогон В. М. Влияние сдвиговых напряжений на полиморфные превращения в вюрцитном нитриде бора // Сверхтв. материалы. — 1993. — № 3. — С. 19—22.
7. Волкогон В. М., Аврамчук С. К., Осипов А. С. и др. Кинетика уплотнения и фазовых превращений при спекании в условиях высоких давлений порошков вюрцитного нитрида бора, деформированных прокаткой // Там же. — 2006. — № 4. — С. 55—61.
8. Олейник Г. С., Даниленко Н. В., Семенов Н. П. Структурные превращения в поликристаллическом $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ при высоких давлениях и температурах // Порошк. металлургия. — 1992. — № 8. — С. 5—10.
9. Олейник Г. С., Леженко Ю. И., Бритун В. Ф., Семенов Н. П. Структурные превращения диборида титана при высоких давлениях и температурах // Сверхтв. материалы. — 1992. — № 2. — С. 26—31.
10. Пилянкевич А. Н., Бритун В. Ф., Олейник Г. С., Кузенкова М. А. Влияние высоких давлений на структуру поликристаллического нитрида алюминия // Порошк. металлургия. — 1991. — № 3. — С. 38—44.
11. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1978. — 568 с.
12. Пуарье Ж.-П. Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. — М.: Металлургия, 1982. — 271 с.
13. Чадек И. Ползучесть металлических материалов. — М.: Мир, 1987. — 300 с.
14. Гайдуков М. Г., Родионов Д. П., Степанова Н. Н. и др. Влияние формы межзеренных границ на ползучесть конструкционных сталей // Физика металлов и металловедение. — 1987. — 63, № 3. — С. 589—597.

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

Поступила 20.04.10