

щей пластины. В случае отсутствия связки (процесс Б) при обработке твердого сплава порошка КМБ 10/7 недостаточно прочности, поэтому пластины на основе КМЧ 10/7 более износостойкие.

При обработке стали ШХ15 изготовленные по обеим технологиям пластины имеют почти одинаковую износостойкость независимо от характеристик порошка.

Выводы

Эффективность инструмента из порошков сBN, работающего в режиме свободного абразива, определяется свойствами зерен этих порошков в исходном состоянии. Характеристики композита или поликристаллического материала, изготовленного из порошков сBN, зависят от исходных свойств порошков, состава композита и параметров его спекания. При этом важную роль в определении качества материала играют условия его эксплуатации.

Поступила 03.04.09

УДК 621.762

С. К. Аврамчук, А. В. Кравчук, кандидаты технических наук,
В. М. Волкогон, д-р.техн.наук;

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, г. Киев

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОРОШКОВ BN_b ПЕРЕД СПЕКАНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА ПСТМ

Influence of deformation conditions of wBN powders by rolling before sintering on structuration and properties formation of PSHM is investigated. Application of the directed powder rolling promoting oriented stacking of particles by basic surfaces is shown, that, provides to a material sintered in same conditions, increase of durability shock loads at turning hardened steels in comparison with PSHM from wBN rolled with an intermediate graining.

Введение

Поликристаллические сверхтвердые материалы (ПСТМ) на основе вюрцитного нитрида бора (BN_b), такие как гексанит-Р [1], ПТНБ [2], вюрцин [3], вюрбон [4], композиты типа РWBN и другие материалы, широко используют в процессах металлообработки, поскольку одним из основных их достоинств является способность работать в условиях высоких ударных нагрузок при точении закаленных сталей. В основе получения таких сверхтвердых материалов лежит процесс частичного или полного фазового превращения вюрцитного нитрида бора в сфалеритный ($BN_{сф}$) при спекании в условиях высокого статического давления и высокой температуры. Перечисленные композиционные материалы отличаются составом и состоянием исходной шихты, не изменяющими кардинально их свойства. Вюрцитный нитрид бора можно использовать в чистом виде, в смеси с $BN_{сф}$ и связующим или без последнего, а также с добавками [5]. Физико-механические и эксплуатационные характеристики ПСТМ на основе BN_b зависят от их структурного состояния [6, 7], которое в значительной степени определяется фазовыми превращениями вюрцитной модификации нитрида бора в сфалеритную при баротермическом воздействии [8].

Микроструктура спеченных поликристаллических материалов зависит от многих факторов, основными из которых являются характеристики исходного порошка, а также микро-

структуры заготовки перед воздействием на нее высоким давлением и высокой температурой. В свою очередь, микроструктура заготовки перед спеканием в значительной степени определяется структурным состоянием порошков и их дисперсностью. Следует отметить, что именно дисперсность исходных порошковых систем влияет на интенсификацию процесса массопереноса и структурообразования при спекании поликристаллических материалов. Как следует из данных, приведенных в [9], процессом спекания можно эффективно управлять, контролируя размер зерен и гранулометрический состав порошков, а также однородность заготовки по плотности при компактировании. Дисперсные с узким распределением по составу порошки способствуют значительному снижению температуры и продолжительности спекания высокоплотных материалов с однородной мелкозернистой структурой в случае однородности исходной заготовки по плотности. Процессы спекания поликристаллических материалов из дисперсных порошковых систем играют существенную роль в управлении формированием их структуры и свойств [10].

К основным способам управления технологическими процессами формирования поликристаллических материалов с мелкозернистой структурой на всех стадиях их получения относится влияние на эволюцию структуры дисперсных порошковых систем, т. е. на изменение их геометрических структурных параметров, от которых зависят движущие силы процессов релаксации свободной поверхностной энергии. Геометрические аспекты имеют важное значение на основной стадии спекания. При этом однородность и дисперсность структуры зерен, а также степень уплотнения материала зависят от состояния структуры пористой заготовки к моменту начала стадии ее интенсивного спекания [11].

Получение высокоплотных прессовок из BN_v эффективно при использовании процесса прокатки. При этом наблюдается фрагментация частиц порошка [12] за счет разрушения их как по призматической, так и базисной плоскостям с накоплением дефектов упаковки [13], способствующих при спекании повышению степени и снижению температурного порога фазового превращения вюрцит \rightarrow сфалерит по сравнению с исходными порошками [14, 15]. Исследование процессов уплотнения порошков BN_v различными методами свидетельствует о том, что вид деформирования во многом определяет состояние микроструктуры порошков и влияет на формирование структуры ПСТМ.

Настоящая работа посвящена изучению влияния условий предварительного деформирования порошков BN_v прокаткой перед спеканием на формирование микроструктуры и некоторых свойств ПСТМ, получаемых на их основе.

Методика эксперимента.

Порошки вюрцитного нитрида бора одной поставки разделили на две части, после чего уплотнили их путем прокатки на прокатном стане с горизонтальным расположением валков. При этом максимальные нормальные контактные напряжения в зоне деформации составляли 1,5 ГПа. Прокатку порошков BN_v осуществляли четыре раза, причем для первой партии после каждого перехода прокатки продукт гранулировали через проволочное сито, усредняли и снова прокатывали. Для второй партии прокатку производили с ориентированной укладкой продукта проката после каждого перехода. В результате формировался прокат из порошков BN_v , в котором частицы порошка были уложены ориентировано друг к другу преимущественно базисными плоскостями. Из таких фрагментов путем послойной укладки формировали заготовки поликристалла необходимой высоты, которые размещали в рабочем пространстве контейнера аппарата высокого давления (АВД) для спекания ПСТМ. Заготовки ПСТМ из прокатанных порошков диаметром 9 мм и высотой 5 мм прессовали в стальной пресс-форме при давлении $p = (5-10) \cdot 10^2$ МПа. Спекали ПСТМ в АВД типа «тороид» при давлении $p = 7,7$ ГПа и температуре $T = 1100-1800$ °С в течение 60 и 120 с. Структурное состояние прессовок из прокатанных порошков и спеченных из них ПСТМ исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии. Фазовый состав определяли рентгеновскими методами с помощью дифрактометра HZG-4. Микромеханические характеристики изучали микроиндентированием подготовленных шлифов образцов пирамидой Виккерса при

нагрузке на индентор 2 Н с помощью прибора ПМТ-3. Для изучения режущих свойств полученных ПСТМ образцы обеих партий подвергали механической обработке по плоскости и контуру на универсальном заточном станке модели 3В642 с помощью специального приспособления, которое обеспечивало подготовку необходимой поверхности с одной установки за счет конструкции оправки, позволяющей устанавливать соосно алмазные чашечные круги на органической связке с зернистостью абразива, обеспечивающей черновую подготовку поверхности и ее финишную операцию (80/63 и 14/10 мкм). Доводку режущих кромок осуществляли на чугунной шайбе, шаржированной алмазным порошком зернистостью 5/3 мкм. В окончательном виде режущие пластины имели следующие геометрические параметры: диаметр $D = 7$ мм, толщину $S = 3,18$ мм. На режущей кромке была предусмотрена упрочняющая фаска $0,2 \times 20^\circ$.

В испытаниях использовали державки проходных резцов, в которых испытуемую пластину закрепляли под углом 6° . Режущие свойства исследовали на универсальном токарном станке модели 16К20. Обработываемым материалом служила закаленная сталь ХВГ HRC₃ 58–62 диаметром 95–88 мм длиной 300 мм. По образующей заготовки выполнили паз шириной 4 мм, что позволило проводить испытания в режиме ударных нагрузок. Критерием стойкости ПСТМ был принят износ на задней поверхности h_3 (мм), который определяли путем усреднения результатов трех испытаний образца.

Обсуждение результатов исследований.

Результаты испытаний приведены в таблице.

Результаты сравнительных испытаний ПСТМ на основе VN_в, предварительно деформированного при различных условиях прокатки

Условия прокатки порошков VN _в перед спеканием	Условия работы режущих пластин	Продолжительность испытаний, мин.	Износ на задней поверхности h_3 , мм
Многократная направленная прокатка	Гладкое точение, $V = 150$ м/мин, $t = 0,5$ мм	15	0,2
	Точение с ударом, $V = 75$ м/мин, $t = 0,2$ мм	5	0,12
Многократная прокатка с промежуточным гранулированием	Гладкое точение, $V = 150$ м/мин, $t = 0,5$ мм	15	0,21
	Точение с ударом, $V = 75$ м/мин, $t = 0,2$ мм	5	0,15

Как свидетельствуют результаты испытаний режущих свойств ПСТМ из порошков вюрцитного нитрида бора, предварительно деформированных прокаткой в различных условиях, лучшие эксплуатационные характеристики при обработке закаленной стали ХВГ твердостью 58–62 HRC₃ имеют композиты на основе VN_в многократно направленно деформированных прокаткой с сохранением перед спеканием текстуры укладки частичек порошка базисными плоскостями. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры в спеченных из порошков VN_в образцах, прокатанных при различных условиях перед спеканием и спеченных из них поликристаллов при давлении $p = 7,7$ ГПа, $T = 1600^\circ\text{C}$ и $\tau = 120$ с, показаны на рисунке.



Характерные микроструктуры образцов (изображение на просвет), полученных при температуре 1600 °С, $p = 7,7$ ГПа на основе порошка $\text{BN}_в$: а – после многократной направленной прокатки; б – после обработки прокаткой с гранулированием (в верхнем углу показаны микроструктуры в сечениях порошковых заготовок перед спеканием)

Как видим, многократная направленная прокатка порошков $\text{BN}_в$ способствует сохранению морфологической текстуры (рисунок а), прокатка с промежуточным гранулированием сопровождается хаотической укладкой частиц с их изгибом и фрагментацией, хотя в отдельных агрегатах текстура частично сохраняется (рисунок б).

Поскольку образцы ПСТМ были получены из одной партии $\text{BN}_в$ в одинаковых условиях, отличие их свойств можно объяснить различным состоянием этих порошков перед спеканием, обусловленным условиями предварительной их обработки прокаткой. Состояние порошка $\text{BN}_в$ перед спеканием существенно влияет на процессы фазового превращения в условиях высоких давлений и температур, формирование микроструктуры и конечных свойств материала.

Учитывая, что при многократной прокатке порошков вюрцитного нитрида бора с промежуточным гранулированием наблюдаются значительная их фрагментация и повышенные дефектности структуры, это способствует интенсификации процесса фазового превращения $\text{BN}_в \rightarrow \text{BN}_{\text{сф}}$, движущей силой которого при термобарической обработке являются сдвиговые напряжения в базисных плоскостях частиц. Более выгодные условия для осуществления такого перехода обеспечиваются [15]:

- хаотической укладкой частиц в прессовке, что приводит к наибольшему разориентированию развитых поверхностей частиц относительно направления ее сжатия в АД;
- переориентировкой развитых поверхностей частиц при прокатке;
- наличием базисных дефектов упаковки в частицах, претерпевающих фазовое превращение;
- меньшим размером частиц в целом и, в частности, в развитой поверхности.

Результаты рентгенофазового анализа показали, что ход фазовых превращений $\text{BN}_в \rightarrow \text{BN}_{\text{сф}}$ в изучаемых деформированных порошках существенно различаются. Если направленно прокатанные порошки при температуре спекания $T = 1600$ °С имеют практически равное соотношение $\text{BN}_в$ и $\text{BN}_{\text{сф}}$ в поликристаллах, то ПСТМ из порошков прокатанных с промежуточным гранулированием представлены практически 100%-м содержанием $\text{BN}_{\text{сф}}$.

При направленной многократной прокатке порошка пластинчатая форма частиц $\text{BN}_в$, формирующая текстуру укладки частиц развитой базисной поверхностью перпендикулярно направлению приложения основной нагрузки, на начальных этапах спекания не способствует возникновению прочных механических контактов, зеренная структура частиц практически отсутствует, а фрагментация частиц и зерен наблюдается на последующих этапах спекания с увеличением их количества и четко выраженной субструктурой, которая непосредственно связана с началом фазового превращения $\text{BN}_в \rightarrow \text{BN}_{\text{сф}}$. Стадия формирования блочной субструктуры, вероятно, соответствует предельному состоянию деформации $\text{BN}_в$ после которо-

го начинается рекристаллизация. Поскольку $\text{BN}_в$ представляет собой метастабильную фазу, рекристаллизация приводит к фазовому превращению $\text{BN}_в \rightarrow \text{BN}_{сф}$, механизм которого носит реконструктивный характер [16].

Исходные единичные частицы в образцах, полученных в одних и тех же условиях, различаются структурным состоянием. На начальных этапах спекания при пластической деформации скольжением в (0001), они содержат различную концентрацию базисных дефектов упаковки (ДУ), отличаются степенью фрагментации и размерами. Кроме того, различия общего содержания $\text{BN}_{сф}$ и его количественной доли в сдвойникованном и одноориентированном состояниях наблюдается в образцах на стадии фазового превращения $\text{BN}_в \rightarrow \text{BN}_{сф}$. Сдвойникованный $\text{BN}_{сф}$ содержится преимущественно в гетерофазных частицах и фрагментах, а одноориентированный появляется на стадии рекристаллизации. В образцах из порошков после прокатки с промежуточной грануляцией уже при температуре спекания $T = 1200$ °С содержится наибольшая плотность ДУ, поскольку частицы сильно фрагментированы так как уже в исходном состоянии они деформированы за счет поворотов областей в них относительно осей, расположенных в базисной плоскости [13]. При более высокой температуре спекания в единичных частицах и образцах этого типа содержится большое количество $\text{BN}_{сф}$, в том числе в рекристаллизованном состоянии (см. рисунок).

Механизм перехода вюрцит \rightarrow сфалерит в образцах обоих типов действует изоструктурно. Учитывая идентичные условия баротермической обработки таких образцов можно предположить, что большая степень превращения в порошках, прокатанных с промежуточной грануляцией, обусловлена действием факторов влияния на процесс базисного скольжения в частицах, развитие которого и определяет фазовое превращение. Поскольку кристаллическая решетка $\text{BN}_в$ анизотропная, велика вероятность влияния ориентационного фактора, определяющего зависимость напряженного состояния в частицах от ориентации их развитых поверхностей относительно направления сжатия в аппарате высокого давления перед спеканием.

Твердость образцов, измеренная в плоскости, перпендикулярной к оси нагружения заготовок, перед спеканием ПСТМ, показала, что для образцов из $\text{BN}_в$, прокатанного с промежуточным гранулированием несколько выше чем у поликристаллов из направленно прокатанного порошка при температуре до $T = 1600$ °С, после чего снижается и при $T = 1700$ °С, она уже ниже. Это объясняется различием в скорости процессов фазовых превращений и спекания для порошков, обработанных в различных условиях деформирования прокаткой, что подтверждается электронно-микроскопическими исследованиями, показавшими повышенное содержание крупных зерен сфалеритной фазы, образовавшихся в результате собирательной рекристаллизации, и согласуется с данными, приведенными в [17].

Выводы.

Применение многократно направленной прокатки порошков $\text{BN}_в$ позволяет повысить механические свойства и эксплуатационные характеристики ПСТМ при обработке закаленных сталей с наличием ударных нагрузок.

Литература

1. А.с. 483345 СССР, МКИ² С 01 В 21/064. Способ получения компактного материала из нитрида бора / В. П. Алексеевский, А. В. Бочко, С. С. Джамаров и др. // Открытия. Изобретения. – 1975. – № 33. – С. 127.
2. А.с. 411721 СССР, МКИ² С 01 В 21/064. Способ получения поликристаллического нитрида бора / Л.Ф. Верещагин, Ф.И. Дубовицкий, А.Н. Дремин и др. // Открытия. Изобретения. – 1977. – № 21. – С. 215.
3. Режущие многогранные пластины из вюрцитного нитрида бора // РЖ 14. Технология машиностроения / ВИНТИ. – 1984. – № 5. – 5А613. – С. 75. – Реф.ст.: Araki

- Masatada, Sawaoka Akira. Cutting tool inserts of hexagonal boron nitride. // Когё Каякю Кекайси / J. Ind. Explos. Soc. Jap. – 1984. – 44, N 4. – С. 230–235.
4. Технологические особенности механической обработки инструментом из поликристаллических сверхтвёрдых материалов / П. В. Захаренко, В. М. Волкогон, А. В. Бочко и др.; Отв. ред. Г. Г. Карюк: – Киев.: Наук. думка, 1991. – 288 с.
 5. High-pressure sintering of cBN-TiN-Al composite for cutting tool application / X. Z. Rong, T. Tsurumi, O. Fukunaga, T. Yano // Diamond and Related Materials – 2002. – 11. – P. 280–286.
 6. Структурные особенности и режущие свойства сверхтвёрдых материалов на основе нитрида бора / Г. Г. Карюк, А. В. Бочко, В. М. Волкогон и др. // Порошковая металлургия. – 1979. – № 8. – С. 92–97.
 7. Ипатов Н. С. Сравнительные испытания резов, оснащенных поликристаллами нитрида бора различных модификаций // Алмазы и сверхтвёрдые матер. – 1980. – Вып. 2. – С. 3–5.
 8. Влияние структурных факторов на механические свойства сверхтвёрдых материалов на основе нитрида бора / А.В. Бочко, О.Н. Григорьев, С.С.Джамаров и др. // Порошковая металлургия. – 1979. – №10. – С. 61-69.
 9. Emergent process methods for high-technology ceramics // Materials Science Research / Ed. R.F. Davis, H. Palmour, R.L. Porter. – New York; London: Plenum Press, 1984. – 17. – 755 р.
 10. Скороход В. В., Солонин С. М. Физико-металлургические основы спекания порошков. – М.: Металлургия, 1984. – 158 с.
 11. Скороход В. В., Солонин Ю. М., Уварова И. В. Химические, диффузионные и реологические процессы в технологии порошковых материалов. – К.: Наук. думка, 1990. – 248 с.
 12. Волкогон В. М., Островская Н. Ф. Особенности прокатки порошков вюртцитного нитрида бора // Сверхтвёрдые матер. – 1993. – № 2. – С. 38–41.
 13. Олейник Г. С., Волкогон В. М., Аврамчук С. К. Структурные превращения в частицах вюртцитного нитрида бора при прокатке // Сверхтвёрдые матер. – 2002. – № 5. – С. 26–35.
 14. Волкогон В. М. Влияние сдвиговых напряжений на полиморфные превращения в вюртцитном нитриде бора // Сверхтвёрдые матер. – 1993. – № 3. – С. 19–22.
 15. Волкогон В. М., Олейник Г. С. Влияние предварительной обработки порошка BN_v прокаткой на фазовое превращение вюртцит – сфалерит при спекании гексанита-Р // Сверхтвёрдые матер. – 2003. – № 1. – С. 22–31.
 16. Курдюмов А. В., Пилянкевич А. Н. Фазовые превращения в углероде и нитриде бора. – К.: Наук. думка, 1979. – 188 с.
 17. Волкогон В.М., Аврамчук С.К., Кравчук А.В. Перспективы повышения работоспособности ПСТМ типа гексанит-Р путем специальной обработки порошков вюртцитного нитрида бора перед спеканием // Резание и инструмент в технологических системах: Междунар. науч.-техн. сб. – Харьков: Изд-во НТУ «ХПИ». – 2005. – Вып. 68. – С.1 03–108.

Поступила 05.06.09