

J. S. Benjamin показано, что механическое сплавление может успешно реализоваться, если имеется не менее 15 об. % пластичного компонента, поскольку хрупкие частицы не свариваются, а только разрушаются, в противном случае, считается, что может происходить только разрушение частиц порошка при отсутствии холодной сварки. Однако существует предел измельчения твердого тела, который отражает фундаментальные свойства твердого тела. При этом, с уменьшением размеров частиц до предельного значения, хрупкие материалы проявляют пластические свойства, и поскольку из пары компонентов, как правило, один более хрупкий, а другой более пластичный, МС такой системы происходит подобно МС системы «пластичный-хрупкий». Так, наиболее твердая и хрупкая фаза, диспергируется и распределяется на границах слоев пластичной составляющей. По мере дальнейшего измельчения все слои пластичного металла утончаются и «закручиваются». Средний химический состав каждой частицы постепенно становится равным среднему химическому составу исходной смеси; карбидные частицы равномерно распределяются на границах слоев, плотность их на границах уменьшается, поскольку увеличивается площадь самих границ. Дисперсные частицы твердой фазы могут не растворяться в мягкой матрице порошковой частицы или растворяться в ней.

Список использованных источников

1. Малашенко, В. В. Намагниченность ферромагнитных наноматериалов с немагнитными поверхностными примесями. Наноструктурные материалы – 2008: Беларусь – Россия – Украина (НАНО-2008): материалы Первой междунар. науч. конф. (Минск, 22–25 апр. 2008 г.) / редкол: П. А. Витязь [и др.] – Минск: Белорус. наука, 2008 – 513 с.

УДК 621.793

Получение поликристаллических сверхтвердых материалов инструментального назначения на основе алмазных порошков термобарическим спеканием

Студент гр. 10406112 Гайдучёнок А. П.

Научный руководитель Жук А. Е.

Белорусский национальный технический университет
г. Минск

Современное производство предъявляет к инструментам и инструментальным материалам растущие требования по обеспечению работоспособности в условиях больших скоростей резания и динамических нагрузок, интенсивного теплового и химического взаимодействия с обрабатываемыми материалами. Необходима все более высокая производительность при соблюдении точности геометрии и размеров деталей, качества их рабочих поверхностей. Наиболее полно таким требованиям отвечают инструментальные сверхтвердые материалы (СТМ) на основе алмаза.

Известно, что высокий уровень физико-механических свойств определяется высокодисперсной зерновой структурой материала, что непосредственно вытекает из экспериментально установленной зависимости твердости и предела текучести от размера зерна (соотношение Холла-Петча) [1]. Отсюда следует, что для получения поликристаллического материала с плотной, однородной, мелкозернистой структурой перспективно использование наноалмазных порошков. При соответствующих условиях в наноструктурном поликристаллическом материале возможна реализация сочетания высоких значений твердости и трещиностойкости.

Следовательно, поликристаллические сверхтвердые материалы (ПСТМ) на основе алмаза, полученные из нанопорошков, либо на основе составов, включающих нано- и микропорошки алмаза, будут обладать улучшенными физико-механическими характеристиками по сравнению с ПСТМ, спеченных только из микропорошков алмаза [2]. Поэтому разработка составов и методов получения бимодальных ПСТМ на основе нано- и микроалмазов является весьма актуальной практической задачей.

Целью работы является получение в условиях высоких давлений и температур алмазных ПСТМ на основе микроалмазных порошков с добавками наноалмазов, содержащих неалмазные формы углерода (НФУ) и исследование их структуры и свойств.

В качестве исходных материалов использовали микропорошки алмазов статического синтеза АСН 14/10 производства ЗАИ ПО «Кристалл» (г. Гомель), а также порошки очищенных наноалмазов детонационного синтеза и алмазосодержащей детонационной шихты с размером частиц 4–10 нм производства НП ЗАО «Синта» [3]. Термобарическую обработку шихты выполняли в аппарате высокого давления (АВД) «наковальня с лункой» при давлениях 6,0–7,0 ГПа в диапазоне температур 1600–2300 °С. Для оценки давления в камере синтеза использовали метод калибровки при комнатной температуре, основанный на сопоставлении усилия пресса и давления полиморфного превращения в реперном веществе, в качестве которых применяли *Vi*. Контроль температуры проводили с помощью хромель-алюмелевой и платина-платинородиевой термопар. Для управления заданными параметрами спекания (длительность и мощность нагрева, а также усилие нагружения) использовался контроллер, разработанный на базе РС-совместимой промышленной рабочей станции. Рентгеновские исследования порошков выполнены на дифрактометре фирмы «Bruker» D8 ADVANCE в *Cu-K α* излучении в автоматическом режиме съемки. Фазовый и полуколичественный анализ дифрактограмм выполнен в программном обеспечении «EVA» в объеме картотеки PDF-2 (Powder Diffraction File) International Centre for Diffraction Data. Определение периода кристаллической решетки, размеров кристаллитов, каждой структурной составляющей порошков выполнено в программном обеспечении Diffraс «TOPAS». Структурные исследования исходных порошков и продуктов спекания осуществляли на атомно-силовом микроскопе (АСМ) NT-206 (ОДО «МикроТестМашины», Беларусь).

Вначале была приготовлена рабочая шихта на основе 85 масс. % микропорошка алмаза, 10 масс. % порошка наноалмазов и 5 масс. % порошка алмазосодержащей детонационной шихты, содержащей до 50 масс. % НФУ. Шихту перемешивали в баночном смесителе в течение 3-х часов, после чего в нее добавляли связующее на основе водного раствора ПВС. Далее в стальной пресс-форме из шихты прессовали образцы высотой 4 мм и диаметром 4,5 мм, при усилии прессования в диапазоне 0,2 ГПа, которые затем отжигали при температуре 120 °С в течение 1 ч. Полученные образцы помещали в АВД и затем спекали в условиях высоких давлений и температур в диапазоне давлений и температур, указанных выше.

После проведения термобарического спекания образцы материала изучали методом атомно-силовой микроскопии. В результате исследования изломов образцов материала, спеченных при температуре до 2000 °С, было установлено, что размеры частиц алмазного микропорошка в спёке уменьшились с 10–14 до 5–7 мкм вследствие их дробления под действием высокого давления. На поверхности алмазных зерен наблюдаются полосы сдвига, а размеры субзерен составляют порядка 0,1 мкм. По границам зерен алмаза находятся спеченные наноалмазы, размер кристаллитов которых составляет порядка 10–30 нм, плотность полученного материала достигает 3,0–3,1 г/см³. Рентгеноструктурный анализ спеченных в течение 15 с образцов показал отсутствие графита в материале. При увеличении времени термобарического спекания образцов свыше 30 с происходит графитизация наноалмазов, что фиксируется по появлению линий графита на рентгенограммах и снижению плотности материала. При более высоком давлении до 7,0 ГПа и температуре спекания 2300 °С получен материал, обладающий максимальной плотностью 3,4 г/см³. Структурные исследования материала, спеченного при указанных режимах, показали, что в данном случае на основе наноалмазов формируется нанокристаллическая матрица, окружающая более крупные алмазные зерна. Размер алмазных нанокристаллитов составляет 30–50 нм, что выше, чем у материала, спеченного при более низких температурах. Размер крупных (микронных) алмазных частиц в материале остался на прежнем уровне 5–7 мкм, при этом признаков графитизации алмаза в спеченном материале не обнаружено.

Установлено, что в ходе термобарического спекания происходит диспергирование зерен алмазного микропорошка с 10–14 до 5–7 мкм вследствие их дробления под действием высокого давления. На поверхности алмазных зерен наблюдаются полосы сдвига, а размеры субзерен составляют порядка 0,1 мкм. По границам крупных (микронных) зерен алмаза находятся спеченные наноалмазы с размером кристаллитов 10–30 нм. Плотность полученного материала составляет 3,0–3,1 г/см³. При более высоком давлении и температуре спекания получен материал, обладающий более высокой плотностью 3,4 г/см³ без признаков графитизации алмаза. В этом случае на основе наноалмазов формируется нанокристаллическая матрица, окружающая крупные алмазные зерна. Размер алмазных нанокристаллитов составляет 30–50 нм, что выше, чем у материала, спеченного при температурах до 2000 °С. При этом размер более крупных алмазных частиц в материале остался на прежнем уровне.

Список использованных источников

1. Андриевский, Р. А., Глезер, А. М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. II. Механические и физические свойства // Физика металлов и металловедение. 2000. № 1. С. 91–112.
2. Новиков, Н. В. (ред.) Инструменты из сверхтвердых материалов. М., 2005.
3. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение. Под общ. ред. П. А. Витязя. / Витязь П. А. Жорник В. И., Ильющенко А. Ф., Сенють В. Т., Комаров А. И., Корженевский А. П., Ивахник А. В. – Минск: Беларус. навука, 2013. – 381 с.

УДК 621.745.669.13

Технология получения высокоплотных деталей из порошковых низколегированных сталей

Магистрант Демьянчик Г. А.

Научные руководители – Горохов В. М., Киреев П. Н., Голубцова Е. С.
Белорусский национальный технический университет
г. Минск

Стремление свести к минимуму остаточную пористость конструкционных деталей это один из наиболее эффективных путей приближения свойств порошковых материалов к свойствам компактного материала. Несмотря на то, что это приводит к дополнительным материальным и трудовым затратам, это направление привлекает своей доступностью в практической реализации этих процессов в промышленных условиях, так как реализуется на серийном кузнечно-прессовом оборудовании.

Цель работы – исследование порошковых низколегированных сталей на основе железных порошков и разработка технологии изготовления высокоплотных порошковых конструкционных деталей.

Для изготовления высокоплотных конструкционных деталей из порошковых низколегированных сталей до настоящего времени основной операцией остается пластическая деформация (калибровка) спеченных заготовок. После спекания по стандартному режиму, в силу специфики получаемой микроструктуры, такие стали относятся к числу труднодеформируемых и даже полухрупким сплавам. По этой причине плотность изделий не превышает ~7,20 г/см³, что недостаточно для конструкционных деталей, которые в процессе эксплуатации испытывают высокие знакопеременные и контактно-усталостные нагрузки. Важнейшим методом повышения пластичности и улучшения механических свойств порошковых низколегированных сталей являются: регулирование химического состава, создание благоприятного фазового состава и структуры, получаемой при определенных режимах термо-временной обработки порошковых заготовок.

В качестве объекта исследования в настоящей работе были выбраны порошковые низколегированные стали улучшаемого класса ПК40НМ и ПК40НМД, у которых содержание каждого легирующего элемента (Ni, Mo и Cu) составляло менее 1 %.