

сравнению с неупрочненными твердыми сплавами), повышаются прочностные свойства твердых сплавов (для сплавов Т5К10, Т15К6, ВК6, ВК8 рост ударной вязкости и предела прочности при изгибе — 19-23%), при этом не происходит снижения твердости и плотности. Метод АДУ позволяет получать твердосплавные пластины с новыми, ранее не известными физико-механическими свойствами, причем с более высокими, чем стандартные.

Проведенные экспериментальные исследования в производственных условиях на базе восьми заводов показали высокую эффективность метода АДУ. После упрочнения методом АДУ твердосплавного инструмента происходит увеличение его стойкости при обработке в условиях прерывистого резания с ударными нагрузками в 1,8-3,4 раза.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Способ аэродинамического упрочнения изделий : пат. ВУ 21049 / А. Н. Жигалов, Г. Ф. Шатуров, В. М. Головков. – Оpubл. 30.06.2017.
2. Шелег, В. К. Экспериментальное определение амплитудно-частотных характеристик при аэродинамическом звуковом упрочнении твердых сплавов В. К. Шелег, А. Н. Жигалов // Наука и техника. 2019. Т. 18, № 1. – с. 11-20.
3. Жигалов, А.Н. Исследование влияния аэродинамического упрочнения на стойкость твердосплавного инструмента при прерывистом резании / А. Н. Жигалов, В. К. Шелег // Машиностроение : Респ. Межведомств. Сб. науч. Тр. Вып.31 / Под ред. В. К. Шелега. – Минск : БНТУ, 2018. – с. 37-48.

УДК 621.762.2

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ МАГНИТНО-АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ МЕХАНИЧЕСКИМ СПЛАВЛЕНИЕМ

Жорник В.И.^{1,2}, Ковалева С.А.¹, Шелег В.К.², Хомич Н.С.³

- 1) Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
Минск, Республика Беларусь
- 2) Белорусский национальный технический университет,
Минск, Республика Беларусь
- 3) УП «Полимаг», Минск, Республика Беларусь

При изготовлении изделий машиностроения важный вклад в обеспечение качества продукции вносят финишные операции формообразования рабочих поверхностей (шлифование, полирование и др.), способствуя обеспечению требуемого уровня геометрической точности деталей и параметров шероховатости поверхностей, повышению сопротивления изнашиванию, коррозии и механическому разрушению, снижению шума при функционировании изделий. Перспективным способом финишной обработки поверхностей деталей является магнитно-абразивная обработка (МАО), заключающаяся в перемещении рабочей магнитно-абразивной среды по обрабатываемой поверхности посредством приложенного магнитного поля. При этом производительность процесса полирования и качество обрабатываемой поверхности определяются как схемой МАО, так и составом и свойствами магнитно-абразивной рабочей среды. Обычно в качестве магнитно-абразивной рабочей среды используют смеси порошков железа и материалов с высокой твердостью и режущей способностью, таких как оксид

алюминия, карбид бора, карбид кремния, диоксид кремния, оксид хрома, алмаз и т.п. Композиты такого состава преимущественно получают спеканием исходных магнитных и абразивных компонентов с последующим размолотом [1]. Однако такой способ получения характеризуется высокими энергетическими затратами, низким выходом готового продукта, невозможностью получения размолотых частиц в узком размерном диапазоне, слабой адгезией абразивных частиц к ферромагнитным компонентом получаемых композиционных порошков и неравномерным распределением абразивных частиц по объему, что приводит к неоднородности получаемого рельефа поверхности. Агломерация абразивных частиц ведет к образованию на поверхности грубых рисок и задиров. Представляется перспективным использовать для получения композиционных ферромагнитно-абразивных порошков метод механического сплавления [2]. Целью данной работы являлось получение композиционных частиц состава Fe/SiC и Fe/B₄C методом механического сплавления (механокомпозитов) и изучение их структуры и свойств.

В работе использовались порошки карбонильного железа ПЖК с размером частиц $d_q=140-180$ мкм и абразивные порошки карбида кремния SiC и карбида бора B₄C с размером частиц $d_q=40-180$ мкм. Состав порошковой смеси рассчитывался из соотношения компонентов железа и абразива в композите как 60:40 об.%, что соответствует составам Fe+20 масс.% SiC и Fe+16,7масс.% B₄C. Механическое сплавление порошковых смесей проводилось в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице Активатор-2S с энергонапряженностью $I=3$ Вт/г. Изучение структурно-фазового состояния порошковых композитов осуществлялось методами рентгенографического и микрорентгеноспектрального анализов, а также сканирующей электронной и оптической микроскопии. Изучение абразивных свойств механокомпозитов проводилось на установке магнитно-абразивного полирования модели T10 при обработке образцов циркониевого сплава с последующим анализом массового и размерного съема материала.

В результате проведенных исследований установлено, что увеличение дозы введенной механической энергии от $D=0,9$ кДж/г до $D=10,8$ кДж/г приводит к существенному снижению интенсивности дифракционных отражений железа и значительному их уширению, что обусловлено уменьшением размеров кристаллитов и ростом внутренних микронапряжений. Интенсивность дифракционных отражений карбида кремния также существенно снижается и при значениях $D=10,8$ кДж/г едва превышает фон. Следует отметить, что при механообработке с дозой механической энергии $D=1,8$ кДж/г фрагментация частиц карбида кремния происходит менее существенно, чем железа, что обусловлено его более высокими прочностными свойствами, и размер кристаллитов достигает уровня $\langle L \rangle_{Fe}=40$ нм и $\langle L \rangle_{SiC}=120$ нм.

Дальнейшее измельчение кристаллитов происходит значительно медленнее. В фазе карбида кремния с увеличением дозы механической энергии до $D=10,8$ кДж/г и уменьшением размера кристаллита до $\langle L \rangle_{SiC}=16$ нм происходит резкое снижение уровня микронапряжений, что может свидетельствовать о

снижении количества дефектов в кристаллитах. Изменения параметров решетки фазы железа происходит незначительно. Можно предположить, что тонкодисперсные частицы карбида кремния в результате механоактивации (МА) распределяются по границам железа без существенного взаимодействия с последним. Образование карбидов железа или присутствие чистого кремния рентгенографически не регистрируется, что, по нашему мнению, подтверждает предположение об отсутствии химического взаимодействия между компонентами в процессе МА смеси Fe-SiC.

В отличие от МА смеси Fe-SiC механическая активация смеси Fe-B₄C приводит к частичному разложению карбида бора и уменьшению размера частиц абразива, о чем свидетельствует снижение интенсивности рентгеновских рефлексов фазы карбида бора и, следовательно, его режущая способность при этом уменьшается. Увеличение дозы введенной механической энергии от $D=0,9$ кДж/г до $D=6,3$ кДж/г приводит к существенному снижению интенсивности дифракционных отражений железа и значительному их уширению, что обусловлено уменьшением размеров кристаллитов. Следует отметить, что профиль линий железа при МА состава Fe-B₄C с длительностью обработки до 10 мин ($D=1,8$ кДж/г) совпадает с профилем линий железа для случая МА состава Fe-SiC, что определяется закономерностями измельчения и формирования фрагментированной структуры самого железа. Различия проявляются лишь при высоких дозах механической обработки (более $D=1,8$ кДж/г), что обусловлено, предположительно, межфазовым взаимодействием железа с элементами B₄C. На дифрактограммах регистрируется образование карбида бора нестехиометрического состава. Так, в процессе механоактивации системы Fe-B₄C при значениях введенной энергии выше $D=3,6$ кДж/г наблюдается появление фазы B₆Fe₂₃, и в этом случае можно говорить не только о механическом сплавлении частиц железа и абразива, но о механохимическом синтезе (МХС) композиционных частиц.

В условиях интенсивной механической активации стадийность формирования микроструктур порошковых композитов составов Fe-SiC и Fe-B₄C отличается незначительно. Так, при МА с дозой $D=0,9-1,8$ кДж/г в смесях присутствуют как композиционные частицы, так и отдельные частицы железа и абразива. При этом измельчение частиц карбидов происходит значительно быстрее, чем частиц железа, что обусловлено их более высокой хрупкостью. Однако измельчение карбида бора происходит в меньшей степени (от $d_{\text{чB}_4\text{C}} = 180$ мкм до $d_{\text{чB}_4\text{C}} = 5-25$ мкм), чем карбида кремния (от $d_{\text{чSiC}} = 180$ мкм до $d_{\text{чSiC}} = 1-15$ мкм).

Формируемые композиционные частицы железо/абразив, в которых измельченные абразивные частицы расположены в матрице пластичного компонента железа (рис. 1), имеют широкий размерный диапазон ($d_{\text{к,ч}} = 10-250$ мкм), при этом в системе с карбидом бора формируются композиционные частицы размером в 2 раза больше, чем в системе с карбидом кремния. На ранних стадиях МА композиционные частицы имеют ламинарную структуру. Увеличение длительности МА до достижения значений $D=3,6$ кДж/г приводит к полному расходованию железа на образование композиционных частиц и равномерному распре-

делению абразивных частиц в матрице железа с образованием глобулярной микроструктуры.

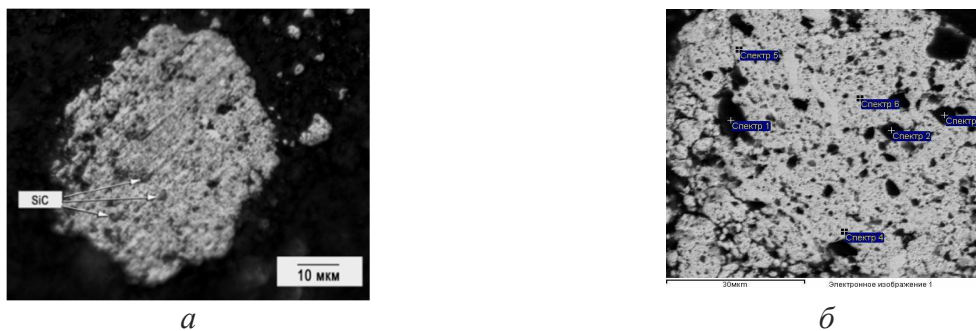


Рисунок 1 – Микроструктура композиционных частиц Fe/ SiC и Fe/ B₄C

Формирование структуры механокомпозитов Fe/SiC и Fe/B₄C проходит через следующие стадии: а) измельчение исходных компонентов с частичным образованием композиционных частиц в широком размерном диапазоне; б) увеличение количества композиционных частиц с уменьшением их размерных характеристик и измельчением субструктурных элементов; в) формирование композиционных частиц в узком размерном диапазоне с гомогенным распределением компонентов по фазовому и размерному составу. При этом основными механизмами формирования композитов является измельчение компонентов с их деформационным перемешиванием.

При МС железа и абразивных частиц значительное влияние на формирование микроструктуры оказывает морфология исходных частиц. Для проведения механического сплавления используют, как правило, порошковые смеси одинаковых фракций с максимальным размером не более 300 мкм, при этом порошки вначале проходят стадию измельчения, а только затем сплавления. Использование разноразмерных порошков, включая крупные, приводит к существенному размерному разбросу получаемых частиц. Однако в отдельных случаях, учитывая закономерности измельчения компонентов и регулирование соотношения тангенциальной нагрузки к нормальной, можно получать композиционные порошки различного строения (матричное или плакированное), которое будет оказывать влияние на их режущие свойства (рис. 2).

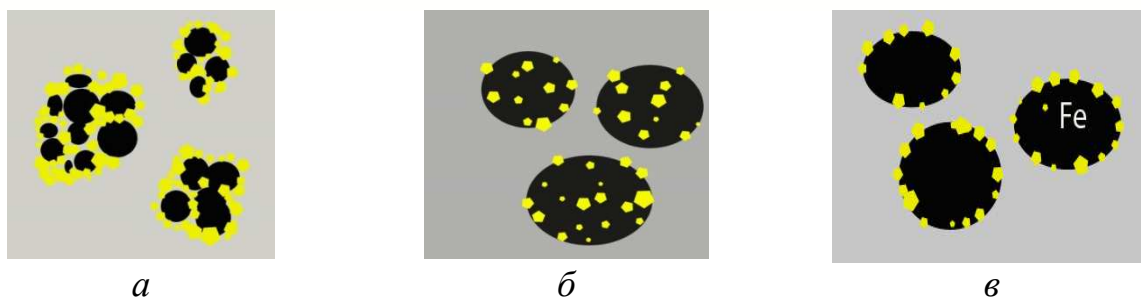


Рисунок 2 – Схематичное представление микроструктуры композиционных частиц после МС: а – механическая смесь, агломераты; б – металломатричная структура; в – плакированная структура

Результаты исследований абразивной способности полученных механокомпозитов Fe/SiC и Fe/B₄C на образцах из циркониевого сплава при длительности магнитно-абразивной обработки 5 мин показывают, что наибольший массовой съем механокомпозиты Fe/SiC обеспечивают после МС с дозой механической энергии $D=1,8$ кДж/г. Увеличение доли энергии до достижения значений $D=3,6-10,8$ кДж/г приводит к значительному уменьшению (в 4–10 раз) размера абразивных частиц и их внедрению в объем композиционной частицы, что приводит к снижению абразивной способности композиционных порошков. Полученные механокомпозиты состава Fe/B₄C обладают в 1,2–1,4 раза большей абразивной способностью, чем механокомпозиты состава Fe/SiC и обеспечивают большее усиление магнитной индукции. При этом с увеличением значений дозы механической энергии в исследованном диапазоне $D=0,9-10,8$ кДж/г наблюдается постепенный рост степени усиления магнитной индукции от 20% до 28%, а максимальное значение массового съема достигается при значении $D=3,6$ кДж/г.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Хомич, Н.С. Магнитно-абразивная обработка изделий / Н.С. Хомич. – Минск: БНТУ, 2006. – 218 с.
2. Механокомпозиты – прекурсоры для создания материалов с новыми свойствами: монография / Отв. ред. О.И. Ломовский. – Новосибирск: Изд-во СО РАН (Интеграционные проекты СО РАН, вып. 26), 2010. – 432 с.

УДК 621.793.14

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ АЛМАЗНЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПРАВЯЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Жорник В.И.^{1,2}, Сенють В.Т.¹, Парницкий А.М.¹, Шелег В.К.²

- 1) Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Республика Беларусь
- 2) Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь

Современные тенденции в технологии обработки, направленные на ее интенсификацию процесса и повышение точности получаемых изделий, требуют применения новых инструментальных материалов для изготовления формообразующего, лезвийного и правящего инструмента, в частности, поликристаллических сверхтвердых материалов (ПСТМ) на основе алмаза. При этом к инструментальному материалу предъявляются повышенные требования по широкому спектру свойств (твердость, теплопроводность, термостойкость, трещиностойкость). Получение беспористых поликристаллических материалов на основе микропорошка алмаза возможно при использовании высоких давлений (свыше 8 ГПа) и температур (свыше 2000 °С), что зачастую экономически неоправданно из-за высокой стоимости оснастки. Снижение технологических параметров термобарического спекания и формирование мелкодисперсной структуры спеченных композитов является важной научно-технической задачей. Управление процессами формирования структуры поликристаллов позволяет