

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ФЕРРОМАГНИТНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ И АЛМАЗА

В.Я. Лебедев¹, В.Е. Бабич¹, С.В. Якубовская²

¹Физико-технический институт НАН Беларуси,
²Белорусский Национальный Технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь

Проведены исследования процессов получения прекурсоров связующего и шихты, установлены рациональные режимы спекания ферромагнитных абразивонаполненных композиционных порошков на основе карбида кремния и алмаза. Изучены морфология поверхностей порошков и установлены закономерности формирования свойств порошков на различных стадиях их получения.

Ключевые слова: композиционные ферромагнитные порошки, связующее, карбид кремния, карбид бора, алмаз, стекло, морфология, твердость

RESEARCH OF MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF FERROMAGNETIC COMPOSITE POWDERS BASED ON SILICON AND DIAMOND CARBIDE

V.Ya. Lebedev¹, V.E. Babich¹, S.V. Yakubovskaya²

¹Physical-technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus

²Belarusian National Technical University
Minsk, Republic of Belarus

Investigations of the processes of obtaining binder precursors and stock have been carried out, rational modes of sintering of ferromagnetic abrasive-filled composite powders based on silicon carbide and diamond have been established. The morphology of the surfaces of powders has been studied and the regularities in the formation of the properties of powders at various stages of their production have been established.

Keywords: composite ferromagnetic powders (CFMP), binder, silicon carbide, boron carbide, diamond, glass, morphology, hardness

E-mail: fti_lebedev@mail.ru

Введение

В современной технике важную роль играет технический уровень технологий и инноваций в машиностроении, станкостроительной и инструментальной отраслях.

Процессы механической обработки функциональных поверхностей деталей определяют не только их эксплуатационные свойства, но также работоспособность и надежность машин, влияют на экономику производства. Методы повышения эксплуатационных свойств деталей машин основаны на оптимальном выборе материалов, изменении их структуры и свойств химико-термическими или высокоэнергетическими методами, формировании оптимальной микрогеометрии рабочих поверхностей. Анализ направлений исследований в области финишной абразивной обработки и применения воздействия магнитных полей в технологиях обработки материалов показал, что на современном этапе данные технологии чаще применяются самостоятельно. Высокие результаты достигаются при сочетании разных методов, позволяющих изменять структуру и свойства материалов, достигая необходимых значений механических характеристик на более экономных материалах. Микрогеометрия и свойства функциональных поверхностей формируются в процессе изготовления и часто определяются на финишных операциях. Финишная абразивная обработка может выполняться жестко-связанным, свободным и подвижно-скоординированным абразивным зерном. При обработке подвижно-скоординированным зерном роль связующего и носителя энергии чаще выполняют гидравлическая или воздушная струя. Обработка производится в специальных устройствах, создающих уплотненный абразивный поток, взаимодействующий с обрабатываемой поверхностью. Абразивная масса в уплотненном состоянии обладает определенной упругостью и копирует профиль детали, производя обработку всех ее участков, однако, при обработке деталей со сложной формой и значительными перепадами размеров требует, как правило, обработки в несколько проходов с последовательным уменьшением зернистости абразивного материала, что снижает производительность процесса.

При магнитно-абразивной обработке (МАО) рабочей средой является ферроабразивный порошок, который находится в зазоре между полюсными наконечниками электромагнитной системы и обрабатываемой поверхностью детали в подвижно-скоординированном состоянии за счет энергии магнитного поля [1,2]. Изменяя параметры магнитного поля можно усиливать или ослаблять сцепление частиц абразивного порошка между собой, а также изменять их давление на обрабатываемую поверхность, что создает возможность объединения в одном рабочем цикле получистовой и финишной операций. Преимущество МАО заключается в возможности управления свойствами поверхностного слоя обрабатываемых материалов для достижения необходимых параметров микрорельефа и требуемых значений физико-механических и прочностных характеристик деталей за счет управления параметрами рабочей среды, включающей абразивные компоненты, смазочно-охлаждающие технологические средства (СОТС) и магнитное поле [1–4]. Важную роль при этом играет выбор ферроабразивного порошка и его свойства [2,5,6]

Целью работы является исследование влияния состава шихты ферромагнитный наполнитель – абразив – связующее и режимов процессов брикетирования и спекания на процессы контактного взаимодействия компонентов, микроструктуру и магнитные характеристики разрабатываемых ферромагнитных абразивных композиционных порошков железо – карбид бора (карбид кремния) – стекло.

Материалы и методика исследования

Объектом исследования являлись композиционные порошки системы ферромагнитный наполнитель (ФМН) – связующее; ферромагнитный наполнитель – абразив (карбид кремния, алмаз и др.) – связующее.

В качестве ФМН использовали порошок восстановленного железа и оксид железа, абразивную компоненту составляли порошки карбида бора и карбида кремния.

Для связующего использовали прекурсор стекла, представляющего собой гидрооксидное стекло на основе дигидрофосфатов калия, натрия, цинка, алюминия и оксида железа. Содержание связующего в композиционных ферромагнитных порошках (КФМП) в пересчете на стекло варьировалось от 5 до 35 об. %. Шихту КФМП – абразив – связующее получали их смешением в присутствии увлажнителя. Смеси просушивали при 480–575 К в течении 0,5–2,5 ч. Спек дробили до зернистости менее 200 мкм. Полученные порошки помещали в пресс-форму и спекали при 700–975 К в течение 0,5...2 ч. Исследование морфологии и микроструктуры КФМП проводили на растровом электронном микроскопе VEGA TESCAN. Магнитные характеристики (магнитную проницаемость) порошков определяли методом обратного гистерезиса. Фазовый состав композиционных материалов определяли на дифрактометре ДРОН-3 в Cu_α излучении.

Результаты исследования

Исследование процессов контактного взаимодействия прекурсоров стекол с оксидом железа проводили на основе предварительных исследований [7], показавших, что нагрев растворов дигидрофосфатов натрия, калия, цинка и оксида железа приводит к образованию стекол. Последующий нагрев стекол приводит к их кристаллизации. Исследование микроструктуры стекол системы оксид натрия – оксид калия – оксид железа – оксид фосфора показало, что формирование гомогенного расплава стекла зависит от степени растворения частиц оксида железа. При температурах спекания 675–725 К в области концентраций дигидрофосфата железа 5–8 мас. % в стекле сохраняются исходные частицы оксида железа (рис. 1). Увеличение содержания дигидрофосфата железа в прекурсоре стекла повышает химическую устойчивость стекла при хранении на воздухе и при воздействии воды. При концентрации оксида железа в прекурсоре более 3 мас. % растворимость стекла снижается.

Оксид железа может быть введен в стекло в результате растворения как оксида железа, так и непосредственно железа. Процесс растворения оксида железа в прекурсоре связующего происходит при спекании ферромагнитных компактов. Этот процесс приводит к изменению состава стекла и повышению химической стойкости ферромагнитных порошков при вылеживании их на воздухе или при воздействии воды.

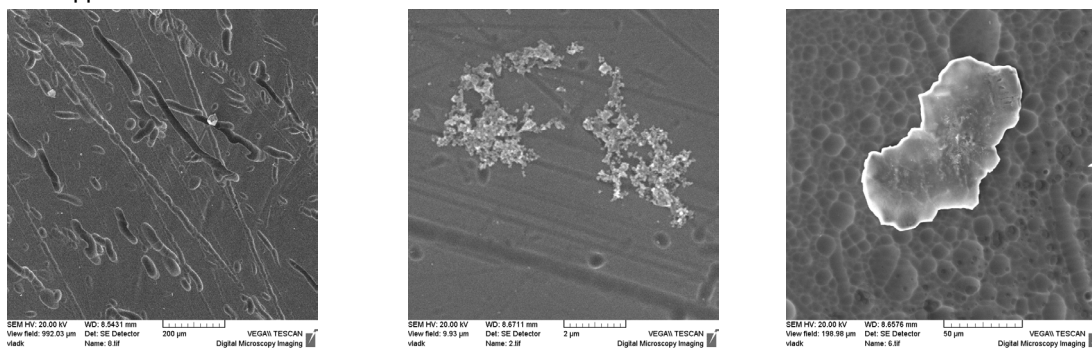


Рис. 1. Микроструктура стекол системы оксид натрия – оксид калия – оксид железа – оксид фосфора. Температура спекания 675 К. Концентрация дигидрофосфата железа в стекле, мас. %:
 α – 3; β – 5; ν – 8

Исследование микроструктуры и границ раздела в системе оксид железа – стекло показало, что их взаимодействие наиболее интенсивно протекает в интервале температур 500–600 К. В этом температурном интервале дигидрофосфаты натрия и калия превращаются в полифосфаты. Образование диффузионной зоны вокруг частиц ок-

сида железа при взаимодействии с прекурсором стекла подавляет контактное взаимодействие расплава стекла с оксидом железа при температурах выше 775 К.

Образующиеся при термообработке компактов ФМН – прекурсор стекла прослойки стекла образуют сплошные оболочки на поверхности частиц наполнителя (рис. 2). Исследование компактов ФМН – стекло показало, что формирование сплошных пленок стекла на поверхности частиц наполнителя происходит при смачивании поверхности частиц раствором прекурсора стекла (рис. 2, в).

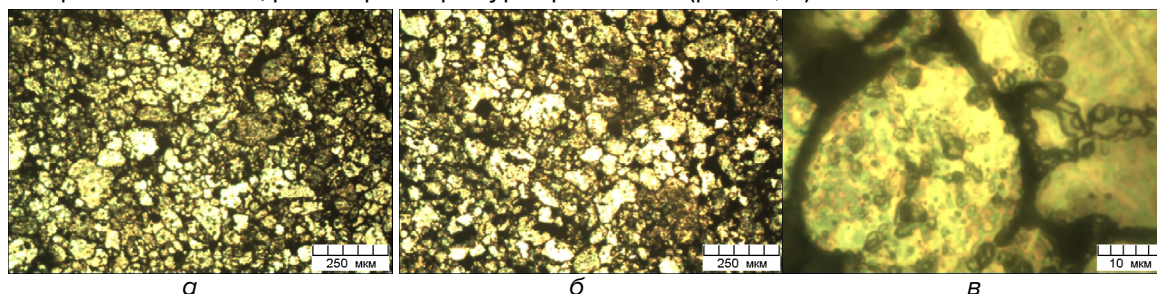


Рис. 2. Микроструктура компакта железо – стекло (а, б) и границы раздела (в). Концентрация стекла, об. % – 5 (а, б), 8 – в. Длительность спекания 1 ч при температуре 725 К-а, 825 К-б

Увеличение температуры спекания компактов до 875 К приводит к образованию прослоек стекла на поверхности частиц железа. По данным рентгеновского фазового исследования образование сплошных прослоек стекла на поверхности частиц железа происходит за счет растворения оксида железа на поверхности частиц прекурсора стекла. Увеличение длительности спекания компакта до 1,5 ч приводит к полному окислению частиц железа и образованию оксида железа. Растворение оксида железа в прекурсоры изменяет состав пленок стекла и повышает химическую устойчивость компактов. Взаимодействие частиц оксида железа с прекурсором стекла протекает таким же образом, как и с оксидной пленкой на поверхности частиц железа.

Использование в качестве связующего прекурсора стекла (раствора или суспензии дигидрофосфатов натрия, калия, оксида железа) интенсифицирует процесс растворения оксида железа в расплаве прекурсора в диапазоне температур 500–600 К. При этом образование вязкого слоя подавляет взаимодействие стеклов с оксидом железа. Взаимодействие прекурсора стекла с оксидом железа протекает при меньших температурах, чем в случае взаимодействия стекла с оксидом железа при спекании шихты оксид железа – дигидрофосфаты в диапазоне температур 775–875 К. Образование вязкого слоя продуктов взаимодействия прекурсора стекла с оксидом железа приводит к образованию в процессе спекания прослойки стекла иного состава, чем стекло образующееся из исходного прекурсора. Такое стекло имеет более высокую температуру начала размягчения и более высокую стойкость при действии воды или влажной атмосферы.

Исследование процессов спекания ферромагнитных композиционных порошков

Результаты экспериментов показали, что спекание шихты железо – прекурсор стекла в температурном интервале 625–875 К сопровождается образованием компактов (рис. 3).

Спек представляет собой частицы железа, объединенные пленками стекла. На поверхности частиц железа присутствуют сплошные пленки стекла. При температурах спекания 725–875 К на поверхности пленок стекла присутствуют частицы второй фазы (рис. 3, б, в). Увеличение концентрации связующего (прекурсора стекла) сопровождается образованием агломератов из нескольких частиц железа (рис. 3, г, д). Спекание

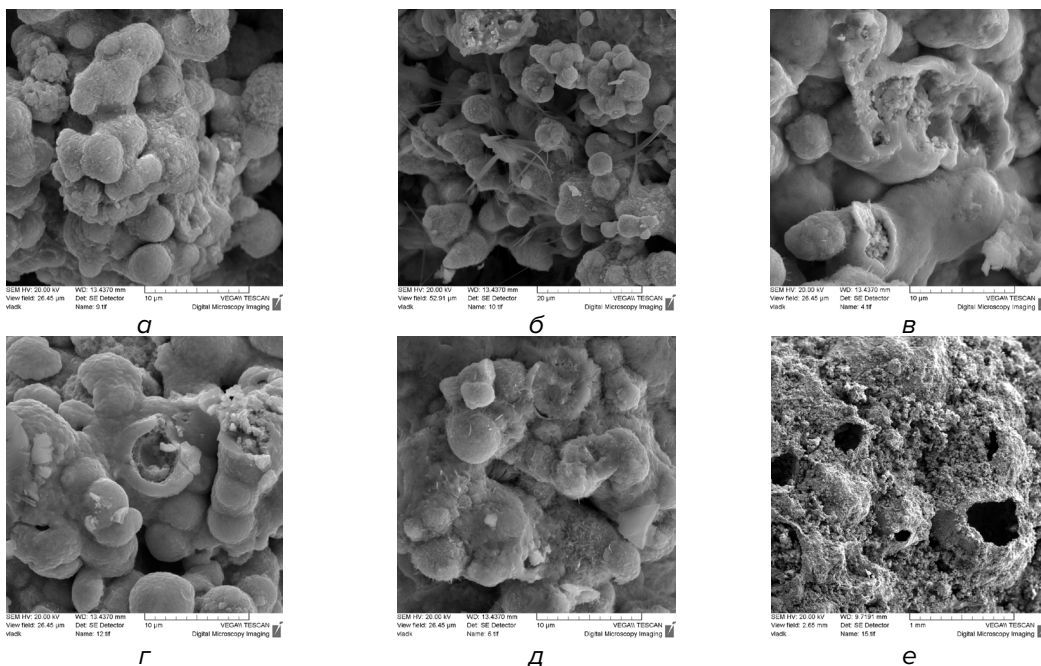


Рис. 3. Морфология поверхности спеков железо – стекло. Длительность спекания 0,5 ч, концентрация стекла в спеке, об. % – 10(а, б, в), 15 (г), 25(е), 30(д). Температура спекания, К: а – 675; б – 725; в, г, д – 875

брикетов железо – гидроксидное стекло сопровождается газовыделением и образованием крупных пор (рис. 3, е). Снижение температуры спекания брикетов позволяет снизить пористость композиции прекурсора стекла – оксид железа.

Использование в качестве связующего прекурсора стекла, содержащего оксид железа, изменяет морфологию поверхности частиц железа. Пленки стекла на поверхности частиц железа имеют развитую морфологию поверхности, которая представляет собой множество тонких игольчатых частиц, некоторые из которых выступают над поверхностью пленки. Твердость брикетов железо – стекло определяется концентрацией стекла в композиционном материале и составляет от 26 HRB при 5 об. % до 64 HRB при 15 об. % и достигает 90 HRB при 30 об. %.

Спекание шихты карбид кремния – прекурсор стекла в состоянии свободной насыпки приводит к формированию компактов при содержании прекурсора стекла в шихте более 10 об. %. Структура компакта представляет собой каркас из частиц карбида кремния, объединенных прослойками стекла в местах контактов частиц карбида кремния (рис. 4, а). Увеличение концентрации стекла в шихте приводит к снижению объема пор в местах контактов между частицами и увеличению размеров прослоек стекла на их поверхности. Независимо от концентрации прекурсора стекла в шихте, после спекания на поверхности частиц карбида кремния образуется сплошная оболочка из стекла. При спекании брикетов карбид кремния – прекурсор стекла структура компактов не изменяется, однако пористость компактов снижается за счет заполнения стеклом пространств в местах множественных стыков между частицами карбида кремния. Введение в шихту прекурсор стекла – карбид кремния алмаза не приводит к существенным изменениям микроструктуры компакта (рис. 4, в).

Таким образом, спекание шихты железо – прекурсор стекла в диапазоне температур 625–875 К и концентрации прекурсора в шихте 5–30 об. % приводят к формированию композиционного материала, структура которого представляет собой агломераты из частиц железа в оболочке стекла, между которыми расположены поры.

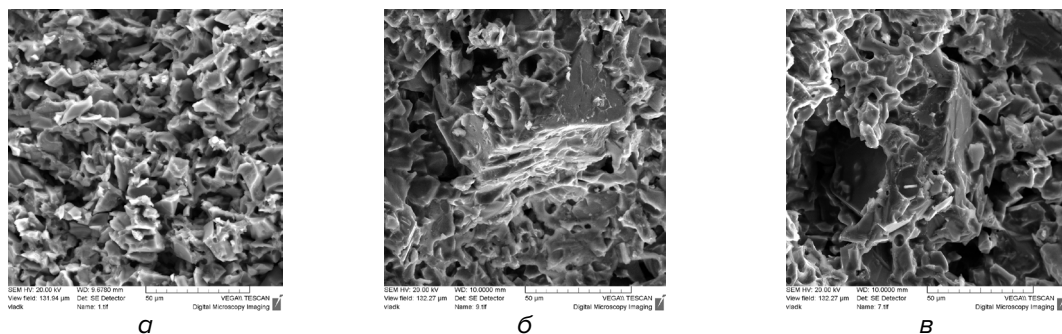


Рис. 4. Морфология поверхности спеков карбид кремния – стекло (а, б), карбид кремния – стекло–алмаз (в). Концентрация стекла в спеке, об. %: 8(а), 30(б, в). Длительность спекания 1 ч, при температуре, К: а, б – 875; в – 725

Пленки стекла на поверхности агломератов даже при концентрации стекла в компакте 1 об. % полностью разделяют частицы железа. Спекание шихты с прекурсором стекла не содержащим оксид железа, приводит к формированию на поверхности частиц железа гладких пленок стекла. В присутствии в шихте прекурсора стекла, содержащего оксид железа, на частицах железа образуется пленка стекла с развитым микрорельефом. Образование игольчатых частиц в пленках стекла отмечается и при использовании в качестве связующего прекурсора стекла, не содержащего оксида железа.

Существование пор в компактах, образование агломератов из нескольких частиц железа показывает, что спекание шихты сопровождается процессом газовыделения вследствие термодеструкции стекла. Повышение температуры при спекании брикета приводит к плавлению прекурсора. Расплав прекурсора смачивает поверхность окисленных частиц железа и образует сплошные пленки на их поверхности. При последующем повышении температуры пленка прекурсора трансформируется в стекло. Одновременно, в процессе нагрева шихты до температур спекания и при самом спекании происходит взаимодействие и прекурсора, и стекла с оксидом железа. На отдельных участках поверхности возможно взаимодействие прекурсора стекла с железом. Растворение пленки оксида железа в прекурсоры изменяет его состав и повышает температуру начала растекания. Следствием этого является образование в пленке стекла кристаллов на основе метафосфата железа. Формирование в компакте агломератов показывает, что образование пленки стекла начинается при растекании пленки прекурсора стекла на поверхности частиц железа и взаимодействии частиц расплава с поверхностью частиц железа.

Спекание шихты прекурсор стекла – карбид кремния также приводит к формированию пленок стекла на поверхности частиц карбида кремния. При концентрации прекурсора стекла в шихте 10 об. % спекание приводит к образованию объемного каркаса, в котором частицы карбида кремния объединены пленками стекла в местах их контакта. Формирование сплошных пленок стекол на поверхности частиц карбида кремния отмечается при концентрации стекла в компакте более 8 об. %. Последующее увеличение концентрации стекла приводит к увеличению толщины пленок стекла и заполнению стеклом поровых каналов между частицами. В отличие от железа, частицы карбида кремния не взаимодействуют со стеклом и прекурсором стекла. Присутствие на поверхности частиц карбида кремния и алмаза сплошных пленок стекла даже при небольшом содержании прекурсора стекла в шихте (10 об. %) показывает, что прекурсор, а затем и расплав стекла, смачивают поверхность частиц карбида кремния и алмаза.

Формирование при спекании шихты характерной структуры компактов, представляющей собой совокупность частиц карбида кремния с оболочками из стекла,

объединенных в местах стыков пленками стекла, происходит вследствие превращения прекурсора в стекло. Данное превращение происходит в жидкой фазе. В процессе спекания, при нагреве шихты (брикета) до 575–600 К прекурсор плавится. Этот процесс сопровождается газовой выделением, которое интенсифицирует растекание расплава по поверхности частиц, затекание его в поровые каналы и открытые поры. Увеличение температуры приводит к термодеструкции прекурсора (превращению дигидрофосфатов в полифосфаты) и образованию пленки расплава стекла на поверхности частиц карбида кремния и алмаза. В отличие от частиц железа карбид кремния и алмаз не взаимодействуют с расплавами фосфатов при температурах 675–875 К. Потому пленка расплава дигидрофосфатов при нагреве трансформируется в пленку стекла. Подобный характер взаимодействия прекурсора стекла с карбидом кремния и алмазом и приводит к формированию на поверхности частиц пленок стекла.

Формирование микроструктуры композиционных порошков с карбидом бора происходит уже на стадии получения шихты. После высушивания шихты при 480–575 К на стадии предварительного спекания и ее дробления полученные частицы представляют собой спеки на основе железа, карбида бора и стекла. Однако часть частиц и карбида бора присутствует в шихте в свободном состоянии (рис. 5, а).

На стадии предварительного спекания частицы железа, гидроксидного стекла и карбида бора присутствуют в компакте в форме индивидуальных частиц. Увеличение длительности спекания с 0,5 ч до 1 ч и более не изменяет распределение частиц железа и карбида бора (рис. 5, б). Пленка стекла неравномерно распределена среди частиц железа и карбида бора. На поверхности частиц иногда образуются оболочки стекла иного состава, чем на окружающих участках (рис. 5, в).

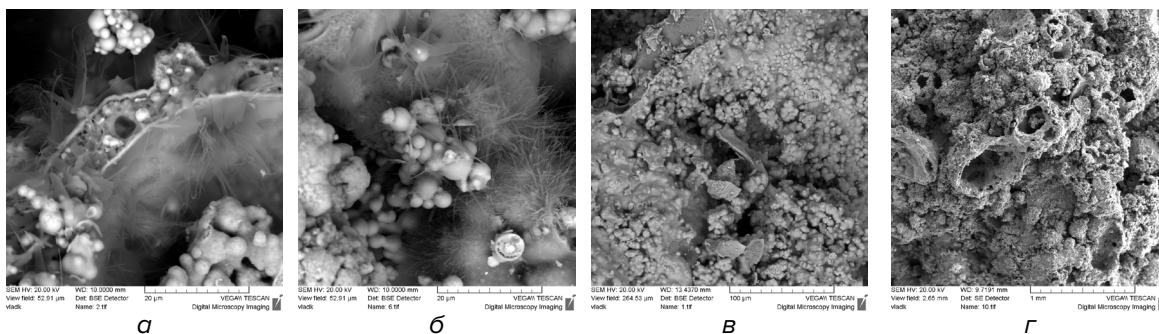


Рис. 5. Морфология поверхности спеков железо – карбид бора (30 мас. %)–стекло. Содержание стекла, мас. %: 8 (а, в, г), 15 (б). Длительность спекания 1 ч при температуре, К: а, в – 520; б – 575, г – 800

Спекание шихты при 700–875 К сопровождается образованием прочных композиционных материалов. Морфология их поверхности представляет собой совокупность пор и исходных гранул, и отдельных частиц железа, карбида бора (рис. 5, г). Увеличение концентрации стекла в шихте изменяет структуру композиционных порошков. При концентрации стекла в шихте 20 мас. % стекло в композиционных порошках присутствует как в виде оболочек на поверхности частиц железа и карбида бора, так и в виде отдельных частиц или пленок.

Несмотря на увеличение концентрации связующего в композиционном порошке, образование пленок на поверхности частиц железа и карбида бора, отдельные частицы железа и карбида бора слабо связаны с композиционной частицей. Структура композиционных частиц (рис. 6, а), а именно присутствие на их поверхности пор и лакированных стеклом частиц слабо связанных с поверхностью самих частиц показывает, что процесс спекания сопровождается газовой выделением, приводящим к разрывам

пленок стекла и выдавливанию расплава стекла на поверхность частиц. Существование пор на поверхности спеков и композиционных частиц, а также пленок стекла на поверхности частиц железа и карбида бора свидетельствует о том, что оболочки стекла на поверхности частиц железа имеют иной состав, чем стекло в прослойках (рис. 6, *а*). Пленки на поверхности частиц железа присутствуют в спеках, полученных при 700–875 К, а также и в компактах, полученных на стадии предварительного спекания. На этой стадии оксид – гидроксидный расплав смачивает поверхность частиц железа и карбида бора. Однако в отличие от карбида бора частицы железа взаимодействуют с расплавом оксид – гидроксидного стекла. Состав пленок стекла на поверхности частиц железа изменяется. Это приводит к увеличению температуры начала растекания. После дробления спека и при последующем спекании частицы железа из-за присутствия на их поверхности твердой пленки стекла не образуют контактных мостиков между собой. Спекание шихты происходит благодаря образованию жидкой фазы при плавлении частиц и прослоек стекла на поверхности карбида бора. Растекание стекла по поверхности частиц железа и карбида бора происходит вследствие выдавливания расплава парами воды, образующимися при термодеструкции оксид – гидроксидного стекла. Выделение паров воды из стекла приводит к образованию в нем крупных пор. Образование контактных мостиков между частицами железа и карбида бора происходит вследствие растекания расплава стекла по пленке стекла на поверхности частиц железа и карбида бора.

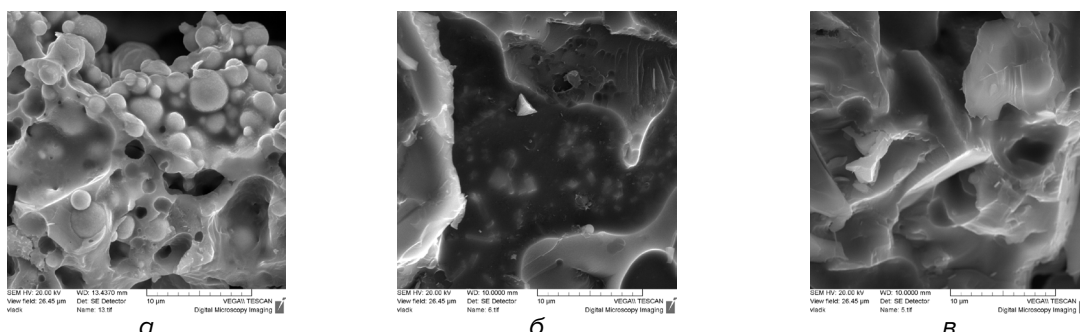


Рис. 6. Микроструктура композиционных порошков железо – карбид бора 20 мас. % (*а*), карбид кремния 40 мас. % (*б, в*) – стекло (20 мас. %). Длительность спекания 1 ч при температуре, К:
а, в – 825; *б* – 775

Установлено, что на микроструктуру ферромагнитных абразивных композиционных порошков железо – карбид бора – стекло влияют не только режимы спекания, но и концентрация связующего. При концентрации стекла в шихте 8–10 мас. % формируется микроструктура, представляющая собой совокупность исходных частиц, объединенных прослойками связующего (рис. 6, *а*). При концентрации 15–20 мас. % микроструктура представляет собой матрицу на основе стекла и частиц железа, в которой расположены частицы абразива (рис. 6, *б, в*). При этом, стекло в КФМП присутствует в форме оболочки на поверхности частиц карбида бора и железа, а также в форме сплошных пленок. В отличие от порошков системы железо – карбид бора – стекло порошки системы железо – карбид кремния – стекло имеют структуру, представляющую собой матрицу из стекла, в которой расположены частицы железа и карбида кремния (рис. 6, *б, в*). Прослойки стекла на поверхности частиц железа системы железо – карбид кремния – стекло имеет большую толщину, чем в случае композиционного ферромагнитного материала железо – карбид бора – стекло. Изменение структуры КФМП при введении в ферромагнитную матрицу вместо карбида бора карбида кремния может быть связано с различием межфазового взаимодействия в системах стекло – карбид кремния и стекло – карбид бора.

При спекании композиционных порошков железо – карбид бора – стекло происходит окисление частиц карбида бора и образующийся в форме пленки на поверхности частиц карбида бора оксид бора взаимодействует с расплавом стекла. Взаимодействие пленки оксида бора с расплавом фосфатного стекла обеспечивает формирование прослоек между частицами карбида бора. В отличие от карбида бора карбид кремния в меньшей степени окисляется кислородом воздуха. Вследствие этого на поверхности частиц карбида кремния формируется пленка стекла большей толщины, чем на поверхности частиц карбида бора и агломерация частиц карбида кремния не происходит. Таким образом, в исследуемых ферромагнитных абразивных композиционных порошках на основе матрицы железо – стекло микроструктура определяется концентрацией связующего и характером взаимодействия стекла с абразивным материалом.

Влияние процессов спекания композиционных порошков на их магнитные характеристики

При исследовании магнитных свойств получаемых порошков установлено, что спекание компакта из шихты железо – связующее при 700 К не приводит к существенному изменению магнитной проницаемости композиционных порошков. Результаты исследований при температуре спекания 700 К приведены в табл.

Влияние длительности спекания на магнитную проницаемость ФМКП

Концентрация связующего, об. %	Магнитная проницаемость, мкГ/м ²						
	длительность спекания, ч						
	0	0,5	1,0	1,5	2,0	3,0	4,0
15	8,32	8,33	8,32	8,33	8,31	8,30	8,28
25	8,14	8,14	8,12	8,10	8,17	7,96	7,96
30	7,65	7,65	7,65	7,63	7,61	7,62	7,58

Увеличение температуры и длительности спекания шихты железо – связующее сопровождается снижением величины магнитной проницаемости ферромагнитных композиционных порошков. Так после 1 часа спекания при 875 К значение магнитной проницаемости снизилось до значений 7,92, 7,71 и 6,91 мкГ/м², а при 975 К до значений 7,82, 7,81, и 6,83 мкГ/м² соответственно для концентрации связующего 15, 25 и 30 об. %. Наиболее значительное снижение магнитной проницаемости композиционных порошков железо – стекло отмечается при температуре спекания 975 К.

Зависимость величины магнитной проницаемости ФМКП от температуры и длительности спекания шихты указывает на изменение содержания ферромагнитного компонента в композиционном порошке. Снижение значений магнитной проницаемости ФМКП, полученных при повышении температуры спекания шихты от 875 К до 975 К обусловлено взаимодействием железа со связующим (фосфатным стеклом). Характер изменения величины магнитной проницаемости композиционных порошков, полученных спеканием шихты при 875 и 975 К показывает, что снижение величины магнитной проницаемости происходит в течении 0,5–1 ч спекания. Затем величина магнитной проницаемости композиционных порошков снижается в меньшей степени. Подобный характер изменения величины магнитной проницаемости композиционных порошков связан с механизмом контактного взаимодействия на границе раздела железо – фосфатное стекло. В начальный период времени спекания (0,5 ч) происходит

взаимодействие железа с расплавом стекла и образование прослойки продуктов взаимодействия, что снижает скорость взаимодействия из-за диффузионных ограничений. Морфология поверхностей ферромагнитных композиционных порошков после спекания при 700 К в течении 2 ч и спекания при 975 К в течении 0,5 ч схожи (рис. 7).

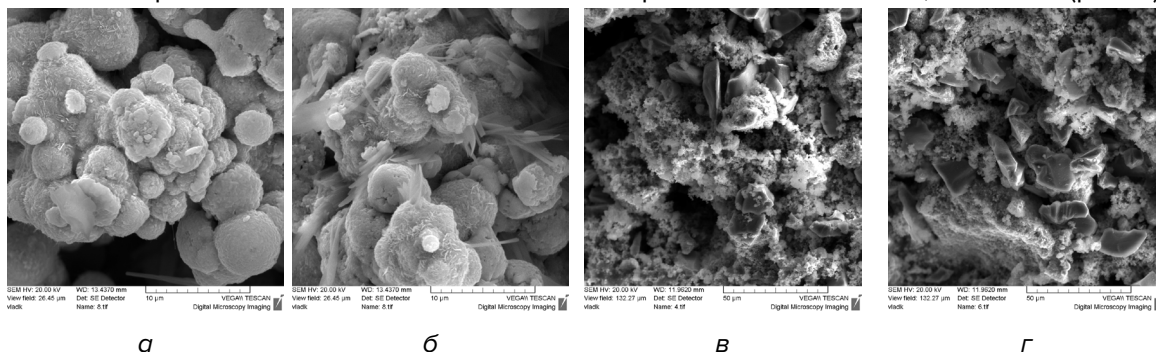


Рис. 7. Морфология поверхности композиционных порошков железо – стекло 15 об. % (а,б) и оксид железа (50 об. %) – стекло (25 об. %) – карбид кремния (в,г). Длительность спекания, ч: 2(а); 1,5 (б); 0,5 (в, г), при температуре, К: а – 750; б,г – 975, в – 875

Увеличение температуры и длительности спекания шихты приводит к изменению морфологии поверхности композиционных порошков: на поверхности пленок стекла образуются частицы игольчатой формы (рис. 7, а, б). Подобную морфологию поверхности имеют и композиционные порошки с большей концентрацией связующего. Образование на поверхности частиц железа игольчатых частиц свидетельствует об изменении состава пленки стекла на их поверхности и кристаллизации частиц иной фазы. Эти процессы протекают при спекании шихты при 875–975 К в течении 1,5–4 ч. Снижение величин магнитной проницаемости порошков, изменение морфологии их поверхности показывает, что пленки связующего изменяют свой состав, т.е. взаимодействие между компонентами приводит к исчезновению жидкой фазы на поверхности частиц железа. Снижение магнитной проницаемости композиционных порошков обусловлено растворением железа в фосфатном стекле. В системе оксид железа – фосфатное стекло – карбид кремния взаимодействие между компонентами композиционного порошка сопровождается более значительным снижением магнитной проницаемости. В наибольшей степени снижение магнитной проницаемости композиционных порошков отмечается при температурах спекания 875–975 К (рис. 8).

Снижение магнитной проницаемости композиционных порошков оксид железа – стекло – карбид кремния при увеличении температуры и длительности спекания больше, чем в случае порошков железо – стекло. Снижение магнитной проницаемости композиционных порошков оксид железа – фосфатное стекло – карбид кремния обусловлено взаимодействием частиц оксида железа с расплавом фосфатного стекла. Морфология поверхностей композиционных порошков оксид железа – стекло – карбид кремния, спеченных при 875 К и 975 К показывает, что уже после 0,5 ч отжига частицы оксида железа образуют со стеклом квазигомогенный расплав (рис. 7, г). Последующее увеличение длительности отжига приводит к растворению частиц оксида железа в расплаве. Степень взаимодействия частиц оксида железа с оксидным расплавом определяется концентрацией стекла в шихте.

Заключение

1. Исследование влияния состава шихты ферромагнитный наполнитель – абразив – связующее и режимов процесса спекания на процесс контактного взаимодей-

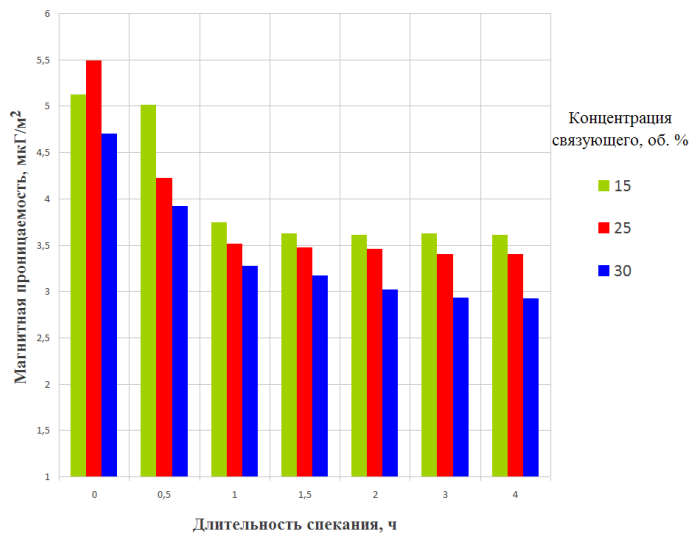
ствия компонентов, микроструктуру и магнитные характеристики ферромагнитных абразивных композиционных порошков железо – карбид бора – стекло и железа – фосфатное стекло – карбид кремния показало, что формирование микроструктуры ферромагнитных абразивных композиционных порошков происходит уже на стадии предварительного спекания при 500–575 К. Частицы железа, стекла и карбида бора (карбида кремния) присутствуют в компакте в форме отдельных частиц. В компактах, полученных на стадии предварительного спекания на поверхности частиц железа присутствует пленка стекла. Равномерность распределения компонентов в спеке с увеличением длительности предварительного спекания до 2,5 ч не улучшается.

При спекании шихты (700–875 К) образуются прочные компакты. При концентрации стекла в шихте 8–10 мас. % формируется микроструктура, представляющая собой совокупность исходных частиц, объединенных прослойками связующего.

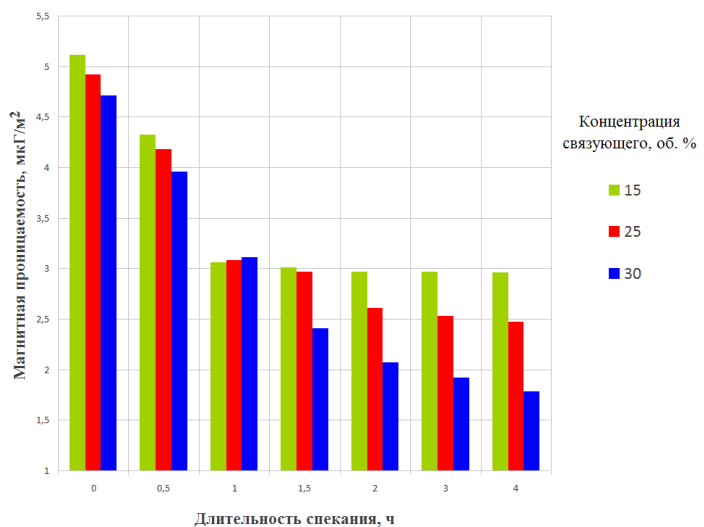
Увеличение концентрации стекла в шихте изменяет структуру композиционных порошков и при 15–20 мас. % образуется микроструктура, представляющая собой матрицу на основе стекла и частиц железа, в которых расположены частицы абразива.

2. Выявленная структура композиционных ферроабразивных порошков, их магнитные и механические свойства показывают, что использование технологии порошковой металлургии позволяет повысить концентрацию абразива и их магнитную проницаемость по сравнению с порошками, полученных металлургическим методом.

Исследования выполнены в рамках проекта 4.2.07 ГПНИ «Физическое материаловедение, новые материалы и технологии» подпрограмма «Плазменные и пучковые технологии».



а



б

Рис. 8. Влияние длительности и температуры спекания шихты оксид железа (50 об. %) – стекло – карбид кремния на магнитную проницаемость ферромагнитных абразивных композиционных порошков. Температура спекания: а – 875-К, б – 975 К.

ЛИТЕРАТУРА

1. Коновалов, Е.Г. Чистовая обработка деталей в магнитном поле ферромагнитными порошками / Е.Г. Коновалов, Г.С. Шулев. – Минск, 1967. – 125 с.

2. Коновалов, Е.Г. Основы электроферромагнитной обработки / Е.Г. Коновалов, Ф.Ю. Сакулевич.– Минск, 1974.–272 с.
3. Хомич, Н.С. Магнитно-абразивная обработка изделий / Н.С. Хомич. – Минск: БНТУ, 2006. – 218 с.
4. Структура и свойства ферроабразивных порошков на основе оксидов тугоплавких металлов / Н.Я. Скворчевский [и др.] // Весті АН Б. Сер. фіз. тэхн. навук. 1994. №2. С.8–13.
5. Оликер, В. Е. Порошки для магнитно-образной обработки и износостойких покрытий / В. Е. Оликер. – М., 1990. 176 с.
6. Наливка, Г. Д. Порошковые материалы для магнитно-абразивной обработки / Г. Д. Наливка, А. Н. Степанчук, Л. Н. Тульчинский // Порошковая металлургия. 1976. №12. – С.63–69.
7. Влияние условий термообработки на процесс взаимодействия алмаза и нитрида бора со стеклом / Т.В. Григорян [и др.]. – Ереван: Вестник НПУА, 2015. – С.47–55.

REFERENCES

1. Konovalov E.G., Shulev G.S. Chistovaya obrabotka detalej v magnitnom pole ferromagnitnymi poroshkami [Finishing treatment of parts in a magnetic field by ferromagnetic powders]. Minsk, 1967, p.125. (in Russian)
2. Konovalov E.G., Sakulevich F.Yu. Osnovy elektroferromagnitnoj obrabotki [Fundamentals of electroferromagnetic processing]. Minsk, 1974, p.272. (in Russian)
3. Homich N.S. Magnito-obrazivnaya obrabotka izdelij [Magnetic-abrasive processing of products]. Minsk, BNTU, 2006. p.218. (in Russian)
4. Skvorchevskij N. Ya., Orlov Y.G., Dudetskaya L.R. i dr. Struktura i svojtva ferromagnitnyh poroshkov na osnove oksidov tugoplavkih metallov [Structure and properties of ferro-abrasive powders based on refractory metal oxides] // Vesti ANB Ser. fiz. tehn. nauk. 1994. №2. pp.8–13. (in Russian)
5. Olikev V.E. Poroshki dlya magnito-obrazivnoj obrabotki i iznosostojkih pokrytij [Powders for magnetic-machining and wear-resistant coatings]. Minsk, 1990, p.176. (in Russian)
6. Nalivka G. D., Stepanchuk A.N., Tulchinskij L.N. Porochovye materialy dlya magnito-obrazivnoj obrabotki [Powder materials for magnetic abrasive processing] // Porochovaya metalurgiya. 1976. №12. pp. 63–69. (in Russian)
7. Grigoryan T.V., Manukyan G.G., Toroyan V.P. i dr. Vliyanie uslovij termoobrabotki na protsess vzaimodejstviya almaza i nitrída bora so steklom [Influence of heat treatment conditions on the interaction of diamond and boron nitride with glass]. Erevan: Vestnik NPUA, 2015. — pp.47–55. (in Russian)

Статья поступила в редакцию в окончательном варианте 14.06.18