

УДК 621.318.2

ПОЛУЧЕНИЕ МАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SmFeN МЕТОДОМ СПАРК-ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

^{1,2}Пономарева С.А., ¹Хасанов О.Л., ³Марши Ф., ³Демпси Н.М., ¹Ан В.В., ¹Хасанов А.О.

¹ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»,
Томск, e-mail: ponomarevasa@tpu.ru;

²Université Grenoble Alpes, Франция, Сен-Мартен-д'Эр, e-mail: ponomarevasa@tpu.ru;

³Univ. Grenoble Alpes, Inst NEEL, F-38042, Франция, Гренобль, e-mail: florence.marchi@neel.cnrs.fr

Настоящая статья посвящена разработке технологии получения материалов с высокими магнитными характеристиками на основе SmFeN. Для решения данной задачи были проведены исследования влияния исходного состава порошка, добавок металлического цинка и параметров спекания на свойства магнитных материалов, полученных методом спарк-плазменного спекания. Были проведены практические эксперименты по спарк-плазменному спеканию, которые позволили получить изделия с высокой плотностью и магнитными характеристиками при небольших температурах. Рентгенофазовый анализ полученных образцов проводился с использованием дифрактометра. Микроструктура спеченных образцов изучалась с помощью сканирующего электронного микроскопа с приставкой для энергодисперсионного анализа. Магнитные свойства исходных порошков и спеченных образцов исследовались на экстракционном магнитометре. В результате работы были найдены оптимальные параметры для формирования магнитов с высокими магнитными характеристиками на основе SmFeN с добавками металлического Zn.

Ключевые слова: постоянные магниты, коэрцитивная сила, спарк-плазменное спекание, технология производства

FABRICATION OF SMFEN-BASED MAGNETIC MATERIALS BY SPARK PLASMA SINTERING METHOD

^{1,2}Ponomareva S.A., ¹Khasanov O.L., ³Marchi F., ³Dempsey N.M.,
¹An V.V., ¹Khasanov A.O.

¹Federal Autonomous Educational Institution of Higher Education National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, e-mail: ponomarevasa@tpu.ru;

²Université Grenoble Alpes, France, Saint-Martin-d'Hères, e-mail: ponomarevasa@tpu.ru;

³Univ. Grenoble Alpes, Inst NEEL, F-38042, Grenoble, France, e-mail: florence.marchi@neel.cnrs.fr

SmFeN powder provides excellent intrinsic properties and can replace NdFeB magnets in high-temperature applications due to higher Curie temperature and no need of high-cost heavy rare earth additives such as Dy and Tb for better thermal stability. This article is dedicated to the development of an approach for high performance SmFeN magnets fabrication. For this purpose the study of the influence of raw powder composition, Zn binders and sintering parameters on properties of sintered SmFeN magnets has been carried out. To define phase composition of raw powders and sintered samples X-ray diffraction analysis was applied. The study of sintered samples microstructure was carried out by scanning electron microscopy with combination of energy-dispersive X-ray spectroscopy. Magnetic properties were defined from the hysteresis loops obtained with an extraction magnetometer. The developed technology based on magnetic pre-alignment of the raw powder and following Spark Plasma Sintering, has shown the potential to fabricate highly dense compacts at low temperatures, which is very attractive for bulk magnet processing.

Keywords: permanent magnets, coercivity, spark plasma sintering, technology

Разработка новых сплавов для постоянных магнитов с использованием различных технологий привела к значительному скачку в развитии магнитотвердых материалов в XX в. После открытия учеными магнитов ЮНДК (AlNiCo в зарубежной литературе) с магнитной энергией до 12,5–15 МГсЭ и керамических магнитов на основе ферритов (до 5 МГсЭ), важным шагом в производстве постоянных магнитов стало открытие редкоземельных интерметаллических соединений. С 1984 г., когда практически одновременно две группы исследователей заявили о создании нового типа магнитов –

Nd₂Fe₁₄B [4, 10], был достигнут значительный прогресс. Значение магнитной энергии неодимовых магнитов (до 55 МГсЭ) оказалось намного больше, чем у всех ранее известных магнитов.

Редкоземельные магниты используются в автомобильной промышленности, для производства ветряных турбин, в большинстве электрических приборов и многих других областях. На сегодняшний день наблюдается стремительный рост потребления редкоземельных металлов, что может привести к кризису в данной области, в частности к нехватке дорогостоящих тяжелых

редкоземельных элементов, таких как диспрозий и тербий. Данные элементы играют значительную роль при производстве магнитов $Nd_2Fe_{14}B$, их добавка позволяет увеличить коэрцитивную силу и уменьшить ее зависимость от температуры, позволяя использовать неодимовые магниты при более высоких температурах [7]. В связи с угрозой возникновения «редкоземельного кризиса» значительные усилия направлены на уменьшение использования тяжелых редкоземельных элементов (в частности, Dy и Tb) в магнитах $Nd_2Fe_{14}B$ путем применением различных технологий [7, 12, 13].

Хорошей альтернативой неодимовым магнитам могут стать магниты типа $Sm_2Fe_{17}N_x$ (здесь и далее $x \sim 3$) [3, 14]. Порошки $Sm_2Fe_{17}N_x$ обладают превосходными магнитными свойствами, сравнимыми со свойствами неодимовых магнитов: высокая температура Кюри ($476^\circ C$, на 34% выше, чем для $Nd_2Fe_{14}B$), высокое значение поля анизотропии (14 T, на 50% выше, чем для $Nd_2Fe_{14}B$) и намагниченности насыщения ($1,5 T$, на 10% выше, чем для $Nd_2Fe_{14}B$). Более того, для улучшения магнитных свойств спеченных образцов обычно используются добавки металлического цинка или меди, стоимость которых значительно ниже, чем стоимость диспрозия и тербия. Несмотря на то, что магниты данного типа были открыты в 1990 г., их массовое производство до сих пор не налажено. Известно, что соединение $Sm_2Fe_{17}N_x$ является метастабильной фазой, однако его термическое разложение незаметно при температурах ниже $450^\circ C$ ввиду большого энергетического барьера для диффузии атомов Fe. При более высоких температурах происходит распад данного соединения на нитрид SmN и α -Fe, что приводит к резкому ухудшению магнитных свойств ввиду наличия магнитно-мягкой фазы α -Fe. Таким образом, стандартные технологии порошковой металлургии, используемые для производства неодимовых магнитов, не могут быть применены для получения магнитов $Sm_2Fe_{17}N_x$. Наиболее распространенным подходом к изготовлению магнитов данного типа является создание магнитопластов, а также механическое легирование с последующим отжигом при невысоких температурах [5, 11]. Полимерные связующие наполнители, используемые для получения магнитопластов, уменьшают магнитные свойства конечного продукта. Добавки металлов с низкой температурой плавления, $T_{пл}$ (например, Zn, $T_{пл} = 419,5^\circ C$), могут оказывать благотворное влияние на

свойства спеченных магнитов, в частности увеличивая их коэрцитивную силу и плотность [15]. На сегодняшний день механизм повышения коэрцитивной силы магнитов $Sm_2Fe_{17}N_x$ при добавлении Zn недостаточно хорошо изучен. Так, в работе [8] показано, что в процессе спекания формируется новая парамагнитная фаза Fe_3Zn_7 , покрывающая зерна $Sm_2Fe_{17}N_x$, что приводит к уменьшению шероховатости зерен, а следовательно, и к уменьшению формирования новых центров зарождения доменов с обратной намагниченностью. Другим возможным объяснением повышения коэрцитивной силы является наличие парамагнитного слоя Fe_3Zn_7 в межчастичном пространстве, уменьшающего магнитное взаимодействие между зернами $Sm_2Fe_{17}N_x$ [9]. Кроме того, формирование новой железосодержащей фазы с Zn приводит к уменьшению непрореагировавшего α -Fe, негативно сказывающегося на магнитных свойствах спеченного магнита [9]. Целью данной работы является разработка технологии получения магнитов с высокими магнитными характеристиками на основе порошков $Sm_2Fe_{17}N_x$ с добавлением металлического Zn методом спарк-плазменного спекания (Spark Plasma Sintering, SPS).

Материалы и методы исследования

Для получения магнитов был использован порошок $Sm_2Fe_{17}N_x$ (NICHIA Corporation, Япония) со средним размером частиц 3 мкм. Для улучшения характеристик спеченных образцов были использованы добавки Zn к исходному порошку в количестве 8 и 15 мас.%, средний размер частиц составлял 3 мкм, однако в порошке присутствовали отдельные агломераты частиц (до 10 мкм). Порошок был получен электроэрозийным методом (ЭЭМ), который был разработан в Институте физики высоких технологий Томского политехнического университета (ИФВТ, ТПУ). Он заключается в высокоэнергетическом разрушении металлических гранул Zn в специальном реакторе при пропускании электрических разрядов через электроды и металлическую загрузку (гранулы Zn) [1]. В конечных продуктах, полученных ЭЭМ, конденсируются высокоактивные метастабильные дисперсные частицы, свойства которых позволяют использовать их в различных отраслях, в частности как активаторы спекания.

Смешивание порошков во избежание загрязнения мелющими телами, а также учитывая сходные размеры исходных порошков, проводили по следующей схеме. Исходные смеси помещались в пробирки с гексаном, погружались в ультразвуковую ванну (рабочая частота 40 кГц) и перемешивались под действием вибраций в течение 100 мин. Далее порошки высушивались в вытяжном шкафу при температуре $60^\circ C$ в течение 4 часов и домалывались в химической ступке в течение 30 мин.

Намагничивание порошков перед спеканием проводилось в специально изготовленной установке для намагничивания в поле 1 Т. Последующее спарк-плазменное спекание (СПС) осуществлялось на установке DR.SINTER LAB (SPS-515S) при температурах 400, 450 и 500 °С. Нагрев образца от комнатной температуры до температуры спекания проходил за 300 с, температура спекания выдерживалась в течение 300 с. В процессе нагрева и последующего спекания прикладывалось давление 155 МПа в направлении, перпендикулярном направлению предварительного намагничивания. Охлаждение образца до комнатной температуры происходило в вакууме без приложения внешнего давления. Для спарк-плазменного спекания была использована твердосплавная пресс-форма, контроль температуры осуществлялся с помощью термопары.

Спеченные образцы представляют собой диски без видимых трещин, сколов или макропор диаметром 20 мм и высотой 5–6 мм. Их плотность была рассчитана путем измерения массы и линейных размеров.

Рентгенофазовый анализ полученных образцов проводился с использованием дифрактометра Shimadzu XRD-7000S (CuK_α монохроматизированное излучение). Сканирование осуществлялось при комнатной температуре в интервале углов по 2θ с шагом 0,03°. Для идентификации фаз использовались данные картотеки дифракционных стандартов ICDD.

Для анализа микроструктуры исходных порошков и спеченных образцов, а также их элементного анализа был использован сканирующий электронный микроскоп JEOL JSM-7500FA, оборудованный приставкой для энергодисперсионного анализа.

Магнитные свойства исходных порошков, а также спеченных образцов исследовались на специально

изготовленной установке с максимальным внешним полем 11 Т, действующей по принципу экстракционного магнитометра [6]. Для расчета намагниченности насыщения были использованы данные о плотности образцов, рассчитанные геометрическим методом.

Результаты исследования и их обсуждение

Исходный состав, условия спекания, а также плотность спеченных магнитов представлены в таблице.

Магнитные измерения исходного порошка (рис. 1) проводились с помощью экстракционного магнетометра. Порошки смешивались с эпоксидной смолой, предварительное намагничивание проводилось с помощью объемного магнита NdFeB (остаточная намагниченность $B_r \sim 1,2$ Т) до затвердевания смолы. Измерение петель гистерезиса осуществлялось при температуре 27 °С. Порошок после предварительного намагничивания имел высокую степень текстуры, т.к. его доля в связующем веществе составляла менее 10% от общего объема, и частицы могли свободно ориентироваться в магнитном поле. Более того, при незначительных концентрациях магнитной фазы магнитоэлектрическим взаимодействием между частицами порошка можно было пренебречь.

Исходный состав, температура спекания и плотность для образцов, полученных методом спарк-плазменного спекания

Номер образца	Содержание SmFeN/Zn, % (мас.)	Температура спекания, °С	Плотность, г/см ³	Относительная плотность, %
1	100/0	400	4,59	60
2	100/0	500	4,80	63
3	92/8	400	5,57	73
4	92/8	500	5,58	73
5	85/15	400	6,17	81
6	85/15	500	6,00	79

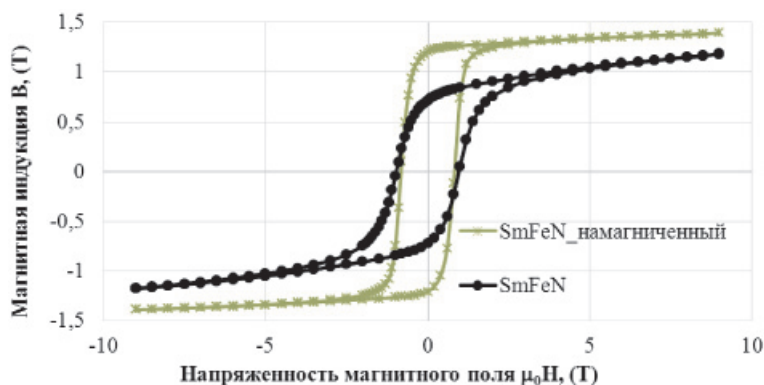


Рис. 1. Петли магнитного гистерезиса для исходного порошка $Sm_2Fe_{17}N_x$ с предварительным намагничиванием (зеленый) и без (черный)

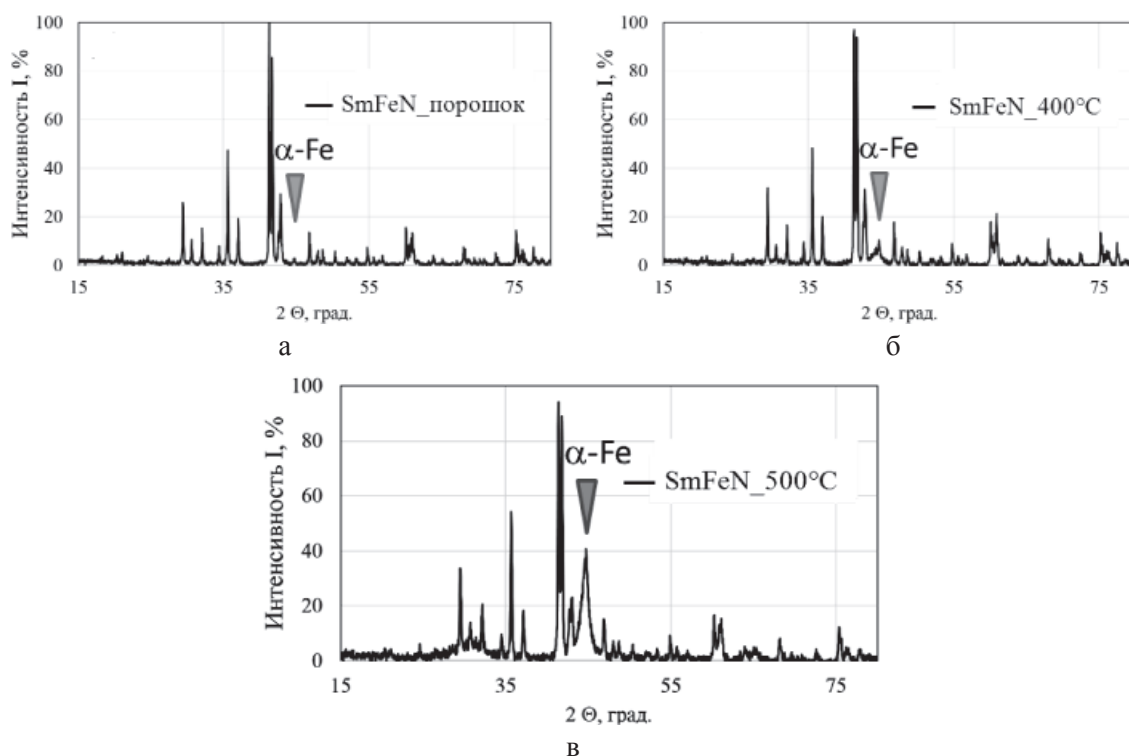


Рис. 2. Результаты рентгенофазового анализа (а) исходного порошка $Sm_2Fe_{17}N_3$; (б) образца, спеченного при $400^{\circ}C$; (в) образца, спеченного при $500^{\circ}C$

Коэрцитивная сила исходного порошка без предварительного намагничивания и с предварительным намагничиванием составляла 0,9 Т, а остаточная намагниченность 0,7 Т и 1,2 Т соответственно (рис. 1). Процесс предварительного намагничивания практически не изменяет значение коэрцитивной силы, однако увеличивает значение магнитной индукции на 70% за счет ориентации частиц порошка вдоль оси легкого намагничивания.

Результаты рентгенофазового анализа (РФА) для исходного порошка $Sm_2Fe_{17}N_3$, а также для спеченных из него магнитов при 400 и $500^{\circ}C$ представлены на рис. 2.

Дифрактограмма позволяет идентифицировать фазовый состав исходного порошка как $Sm_2Fe_{17}N_3$ (рис. 2, а). В нем присутствует небольшая доля α -Fe (1,3%), о чем свидетельствует слабовыраженный пик в районе 42° . Усиление интенсивности данного пика для спеченных методом СПС образцов (рис. 2, б, в) может быть объяснено следующим образом. В процессе СПС генерируется импульсный ток, протекающий между частицами порошка, вызывая практически мгновенный локальный нагрев до высоких температур, приводящий к их плавлению и испарению. Поверхность

частиц исходного порошка $Sm_2Fe_{17}N_3$ плавится, что приводит к высвобождению α -Fe по следующей формуле:



Кроме того, увеличение интенсивности пиков, соответствующих магнитно-мягкой фазе, может быть объяснено наличием преимущественной ориентации в зернах α -Fe. Для всех образцов, спеченных при $400^{\circ}C$, доля α -Fe не превышает 10%, в то время как для образцов, полученных при $500^{\circ}C$, доля магнитно-мягкой составляющей достигает 30%. Повышение температуры спекания значительно увеличивает долю α -Fe, не влияя на плотность конечного изделия (табл. 1). Кроме того, наблюдается поднятие линии фона на углах (30–35) град. и 60 град. (рис. 2, в), которое может быть объяснено наличием следов графитовой бумаги, использовавшейся в процессе спекания, на поверхности образцов.

Существенное влияние на плотность образцов при данных температурах спекания оказывает добавка Zn. Это может быть объяснено изменением в микроструктуре спеченного образца: имея низкую температуру плавления, Zn под действием температуры формирует тонкий слой (200–600 нм,

в зависимости от содержания Zn), покрывающий зерна исходного порошка и заполняющий пустоты между ними. Эти данные подтверждаются результатами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием приставки для энергодисперсионного анализа (рис. 3). Распределение Zn по поверхности зерен магнитного порошка увеличивает плотность спеченных образцов, несмотря на то, что плотность Zn меньше плотности исходного порошка $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ (7,14 и 7,66 г/см³ соответственно).

На рис. 4, а–в представлены петли магнитного гистерезиса для спеченных при температуре 400 °С (синяя кривая) и 500 °С (красная кривая) образцов, полученных из исходного порошка $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ (рис. 4, а), а также с добавлением 8 (рис. 4, б) и 15 (рис. 4, в) мас. % Zn. Магниты, полученные при спекании исходного порошка $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ (рис. 4, а), показывают низкие значения коэрцитивной силы и остаточной намагниченности (0,3 Т и 0,2 МА/м соответственно), температура спекания практически

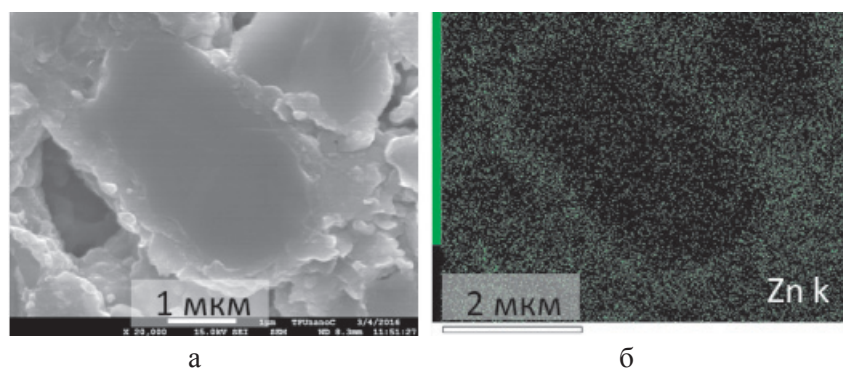


Рис. 3. СЭМ-изображения спеченного при 400 °С образца $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ с 8 мас. % Zn. (а) Исходное изображение. (б) Распределение Zn (зеленый) на поверхности исследуемой области по результатам энергодисперсионного анализа

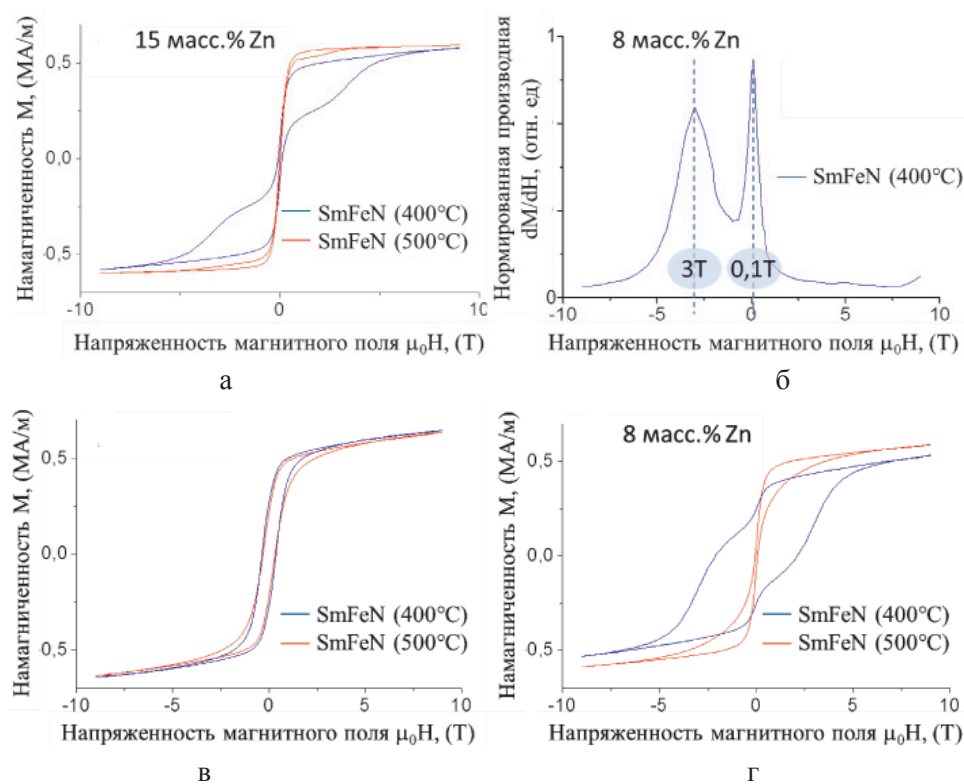


Рис. 4. Петли магнитного гистерезиса для образцов, спеченных из (а) исходного порошка; (б) исходного порошка с добавлением 8 мас. % Zn; (в) исходного порошка с добавлением 15 мас. % Zn при 400 °С (синий) и 500 °С (красный); (г) нахождение коэрцитивной силы магнитно-твердой и магнитно-мягкой составляющих образца с добавлением 8 мас. % Zn, спеченного при 400 °С

не оказывает влияния на магнитные свойства образцов. Образцы, полученные с добавлением Zn к исходному порошку $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$, представляют собой двухфазные магниты. Об этом свидетельствует перегиб петли гистерезиса в области малых полей (до 2 Т). Для разделения магнитно-твердой и магнитно-мягкой составляющих кривые размагничивания были продифференцированы. Рис. 4, г представляет производную намагниченности для образца с добавлением 8 мас. % Zn, спеченного при 400 °С: первый, широкий пик соответствует магнитно-твердой фазе с коэрцитивной силой 3 Т, второй, более узкий пик – магнитно-мягкой фазе с коэрцитивной силой 0,1 Т.

Полученные результаты показывают, что для образцов с 8 мас. % Zn коэрцитивная сила достигает 3 Т, в то время как для образцов с 15 мас. % Zn – 3,5 Т. Рост концентрации Zn (до 15 мас. %) приводит к увеличению коэрцитивной силы магнитно-твердой фазы, не меняя при этом величину остаточной намагниченности. В то же время добавки Zn способствуют увеличению доли α -Fe даже при невысоких температурах спекания. Данные результаты расходятся с предположением о том, что Zn активно участвует в формировании соединений с высвобождающимся под действием температуры α -Fe. Наиболее вероятным объяснением является формирование Zn-содержащего слоя, покрывающего зерна исходного порошка, тем самым уменьшая их шероховатость и, как следствие, количество возможных центров зарождения доменов с обратной намагниченностью, а также уменьшая магнитное взаимодействие между зернами. На основе полученных данных было установлено, что добавка 15 мас. % Zn способствует формированию значительной доли α -Fe и, как следствие, спаду магнитной энергии практически до нуля.

Заключение

С помощью технологии спарк-плазменного спекания были получены магнитные материалы на основе порошка $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ с добавлением 8 и 15 мас. % Zn. Введение добавок Zn оказывает положительное влияние на плотность магнитных материалов, увеличивая ее на 20–25 % по сравнению с образцами, полученными без добавок. В результате проведенных экспериментов было установлено, что, при спекании порошков SmFeN с 8 и 15 мас. % Zn методом спарк-плазменного спекания,

формируются двухфазные магниты, при этом коэрцитивная сила магнитно-твердой составляющей увеличивается в ≈ 4 раза по сравнению со значениями для исходного порошка (3,5 Т и 0,9 Т соответственно). Основным минусом данного подхода является рост доли магнитно-мягкой составляющей с увеличением концентрации Zn, что приводит к перегибу петли гистерезиса и потере магнитной энергии. Увеличение температуры спекания ускоряет процесс распада исходного SmFeN на α -Fe и SmN , не оказывая существенного влияния на плотность конечного изделия.

Для всех образцов, полученных из предварительно намагниченных порошков, характерны более высокие значения остаточной намагниченности, по сравнению с образцами, полученными из исходных порошков без предварительной магнитной обработки. Рост остаточной намагниченности (до 25 %) связан с предварительной ориентацией зерен за счет внешнего магнитного поля. Последующее спарк-плазменное спекание с приложением давления перпендикулярно приложенному магнитному полю позволяет сохранить наведенную текстуру, а также спечь исходный порошок за короткий промежуток времени, не допустив значительного распада метастабильной фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$.

На основании данных рентгенофазового и энергодисперсионного анализа, а также анализа петель гистерезиса и кривых размагничивания было выявлено, что добавка кристаллического цинка в количестве 8 мас. % для последующего спарк-плазменного спекания при 400 °С позволяет получить магниты на основе $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ с улучшенными магнитными свойствами. Данные магниты отличаются повышенной коэрцитивной силой по сравнению с исходным порошком (2 Т и 0,9 Т соответственно), а также остаточной намагниченностью 400 МА/м; перегиб петли гистерезиса в области малых полей слабо выражен, что минимизирует потери магнитной энергии.

Дальнейшему улучшению магнитных свойств может способствовать увеличение плотности конечного изделия путем приложения большего давления, а также увеличение времени спекания. Дополнительные эксперименты с промежуточными концентрациями цинка (5 и 10 мас. %) позволят выявить оптимальную концентрацию цинка для улучшения магнитных свойств спеченных образцов.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания «Наука», проект № 533.

Список литературы

1. Галанов А. И., Лобанова Г. Л., Журавков С. П., Сапрыкин Ф. Е., Корнев Я. И., Яворовский Н. А. // Перспективные материалы. – 2013. – № 4. – С. 64–71.
2. Buschow K.H.J. // Rep. nog. Phys. – 1991. – № 54. – P. 1123–1213.
3. Coey J.M.D., Sun H. // J. Magn. Magn. Mater. – 1990. – № 87.
4. Croat J., Herbst J.F., Lee R.W., Pinkerton F.E. // J. Appl. Phys. – 1984. – Vol. 55, № 2078. – P. 2078–2080.
5. Ding J., McCormick P.G. and Street R. // J. Magn. Magn. Mater. – 1993. – Vol. 124, № 1. – P. 1–4.
6. Dufeu D., Eyraud E. and Lethuillier P. // Rev. Sci. Instrum. – 2000. – Vol. 71, № 2. – P. 458–461.
7. Goto R., Sugimoto S., Matsuura M., Tezuka N., Une Y. and Sagawa M. // Journal of Physics: Conference Series // The 2nd International Symposium on Advanced Magnetic Materials and Applications (ISAMMA 2010), 12–16 July 2010, Sendai International Center, Sendai, Japan. – 2011. – Vol. 266.
8. Otani Y., Moukarika A., Sun H., Coey J.M.D., Devlin E., Harris I.R. // J. Appl. Phys. – 1991. – № 69. – P. 6736.
9. Prabhu D., Sepehri-Amin H., Mendis C.L., Ohkubo T., Hono K., Sugimoto S. // Scripta Materialia. – 2012. – Vol. 67, № 2. – P. 153–156.
10. Sagawa M., Fujimura S., Togawa N., Yamamoto H., Matsuura Y. // J. Appl. Phys. – 1984. – № 55.
11. Schnitzke K., Schultz L., Wecker J. and Katter M. // Appl. Phys. Lett. – 1990. – № 57. – P. 2853–2855.
12. Sepehri-Amin H., Ohkubo T., and Hono K. // J. Appl. Phys. – 2010. – № 107. – P. 09A745.
13. Sepehri-Amin H., Ohkubo T., Nishiuchi T., Nozawa N., Hirosawa S. and Hono K. // Scripta Materialia. – 2010. – Vol. 63. – P. 1124–1127.
14. Sun H., Coey J. M. D., Otani Y. and Hurley D. P. F. // J. Condensed Mater. – 1990. – № 2. – P. 6465.

15. Wendhausen D., Eckert A., Handstein K.H., Muller G., Leitner R., Skomski J. // Appl. Phys. – 1993. – Vol. 73. – P. 6044–6046.

References

1. Galanov A. I., Lobanova G. L., Zhuravkov S. P., Saprykin F. E., Kornev Ja. I., Javorovskij N. A. // Perspektivnye materialy. 2013. no. 4. pp. 64–71.
2. Buschow K.H.J. // Rep. nog. Phys. 1991. no. 54. pp. 1123–1213.
3. Coey J.M.D., Sun H. // J. Magn. Magn. Mater. 1990. no. 87.
4. Croat J., Herbst J.F., Lee R.W., Pinkerton F.E. // J. Appl. Phys. 1984. Vol. 55, no. 2078. pp. 2078–2080.
5. Ding J., McCormick P.G. and Street R. // J. Magn. Magn. Mater. 1993. Vol. 124, no. 1. pp. 1–4.
6. Dufeu D., Eyraud E. and Lethuillier P. // Rev. Sci. Instrum. 2000. Vol. 71, no. 2. pp. 458–461.
7. Goto R., Sugimoto S., Matsuura M., Tezuka N., Une Y. and Sagawa M. // Journal of Physics: Conference Series // The 2nd International Symposium on Advanced Magnetic Materials and Applications (ISAMMA 2010), 12–16 July 2010, Sendai International Center, Sendai, Japan. 2011. Vol. 266.
8. Otani Y., Moukarika A., Sun H., Coey J.M.D., Devlin E., Harris I.R. // J. Appl. Phys. 1991. no. 69. pp. 6736.
9. Prabhu D., Sepehri-Amin H., Mendis C.L., Ohkubo T., Hono K., Sugimoto S. // Scripta Materialia. 2012. Vol. 67, no. 2. pp. 153–156.
10. Sagawa M., Fujimura S., Togawa N., Yamamoto H., Matsuura Y. // J. Appl. Phys. 1984. no. 55.
11. Schnitzke K., Schultz L., Wecker J. and Katter M. // Appl. Phys. Lett. 1990. no. 57. pp. 2853–2855.
12. Sepehri-Amin H., Ohkubo T., and Hono K. // J. Appl. Phys. 2010. no. 107. pp. 09A745.
13. Sepehri-Amin H., Ohkubo T., Nishiuchi T., Nozawa N., Hirosawa S. and Hono K. // Scripta Materialia. 2010. Vol. 63. pp. 1124–1127.
14. Sun H., Coey J. M. D., Otani Y. and Hurley D. P. F. // J. Condensed Mater. 1990. no. 2. pp. 6465.
15. Wendhausen D., Eckert A., Handstein K.H., Muller G., Leitner R., Skomski J. // Appl. Phys. 1993. Vol. 73. pp. 6044–6046.