

УДК 669.85:531.383

Е.Н. Каблов¹, О.Г. Оспенникова¹, И.И. Резчикова¹,
В.П. Пискорский¹, Р.А. Валеев¹, Д.В. Королев¹

ЗАВИСИМОСТЬ СВОЙСТВ СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Nd–Dy–Fe–Co–B ОТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ

DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S2-24-29

Материалы системы Nd–Dy–Fe–Co–B применяются для производства кольцевых магнитов с радиальной текстурой (КМРТ). Основными приборами инерциальной навигации, в конструкцию которых включены магниты, являются динамически настраиваемые гироскопы (ДНГ) и акселерометры. Кольцевой магнит с радиальной текстурой является оптимальной конструкцией магнита для динамически настраиваемых гироскопов. Рассмотрены основные технологические параметры изготовления материалов на основе системы Nd–Fe–B. Исследованы зависимости основных свойств материалов на основе системы Nd–Dy–Fe–Co–B от технологических параметров изготовления. Показано, что величина коэрцитивной силы (H_c) монотонно уменьшается с увеличением продолжительности помола, зависимость H_c от температуры спекания имеет максимум, большое количество Co повышает стойкость порошка к окислению на воздухе.

Ключевые слова: кольцевой магнит с радиальной текстурой, динамически настраиваемый гироскоп, радиальная текстура.

The materials of the Nd–Dy–Fe–Co–B system are used for production of ring magnet with radial texture. Dynamically tuned gyroscopes (DTG) and accelerometers are the major appliances for inertial navigation that include the magnets. The optimal design of the magnet for dynamically tuned gyroscopes (DTG) is a ring magnet with radial texture (RMRT). The main technological parameters of manufacturing materials on the basis of the Nd–Fe–B system are considered. The dependence of the major properties of the Nd–Dy–Fe–Co–B system materials on manufacturing technology parameters are considered. It is shown that the coercive force decreases monotonically as time of grinding (τ) increases, the dependence of the coercive force from the sintering temperature is high, large amount of Co increases the resistance of the powder to oxidation in air.

Keywords: ring magnet with radial texture, dynamically tuned gyroscope, radial texture.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

Введение

Основными навигационными приборами, в конструкцию которых входят магниты, являются динамически настраиваемые гироскопы (ДНГ) и акселерометры. Область применения данного класса приборов крайне широка – от самолетов и ракет до торпед и автомобилей. Основной характеристикой этих приборов является крутизна по току (K_T), связывающая величину измеряемого сигнала (ускорение, угловая скорость) и полезно-го сигнала (как правило – ток в катушке прибора):

$$I = K_T a, \quad (1)$$

где a – измеряемое ускорение (либо угловая скорость); I – ток.

Для величины K_T справедлива формула

$$K_T = \frac{c \cdot m}{H \cdot l}, \quad (2)$$

где l – длина обмотки катушки; m – масса датчика (катушки); H – магнитное поле в рабочем зазоре прибора; c – постоянная прибора.

Таким образом, крутизна по току обратно пропорциональна полю, а это означает, что чем больше величина H , тем меньший ток требуется пропускать через катушку прибора при заданной величине измеряемого сигнала. Поле H обеспечивает магнит, поэтому температурная зависимость K_T определяется температурной зависимостью индукции материала магнита. Температурная зависимость K_T каждого прибора заложена в память бортовой ЭВМ, однако, поскольку датчик температуры поместить на магнит невозможно (у ДНГ магнит вращается со скоростью 10–15 тыс. оборотов в мин), неизвестна и его точная температура. Значит неизвестно точное значение K_T , откуда и идет ошибка при определении угловой скорости либо ускорения. Датчик температуры находится рядом с магнитом, но не на магните, поэтому, чтобы минимизировать ошибку определения K_T , эта величина не должна вообще зависеть от температуры, а поскольку температурное изменение K_T определяется магнитом, необходимы термостабильные магниты. Из формул (1) и (2) следуют требова-

ния к материалу магнита. Магнит должен иметь максимальное значение максимального энергетического произведения $(BH)_{\max}$ и максимальную температурную стабильность, т. е. в заданном диапазоне температур (как правило – от -60 до $+60^{\circ}\text{C}$) его намагниченность должна изменяться, минимально обеспечивая температурную независимость поля в системе прибора по формуле (2). Величина $(BH)_{\max}$ определяет поле в зазоре магнитной системы прибора, а температурная стабильность, характеризуемая величиной температурного коэффициента индукции (ТКИ), в соответствии с формулами (1) и (2) будет определять постоянство поля H в магнитной системе прибора. Таким образом, если поле H будет изменяться при изменении температуры окружающей среды, то появится паразитный сигнал, не имеющий отношения к измеряемому ускорению либо угловой скорости. Одним из способов минимизации этого сигнала является помещение ДНГ или акселерометра в термостат, но это усложняет конструкцию и увеличивает габариты и энергопотребление прибора. Известно, что, легируя систему Nd–Fe–B тяжелыми редкоземельными металлами (РЗМ) и кобальтом, можно существенно снизить (по абсолютной величине) значение ТКИ [1–4].

К основным технологическим параметрам относятся режимы работы оборудования на всех операциях порошкового передела, которые регулируются, например, в зависимости от состава исходного сплава (сплавов) и критическим образом влияют на свойства магнитов. В случае спеченных магнитов – это режимы тонкого помола, а именно: длительность помола (τ), среда помола, разовая масса помола (загрузка на стакан мельницы), а также режимы спекания: температура спекания ($T_{\text{сп}}$), продолжительность спекания ($t_{\text{сп}}$),

скорость охлаждения; режимы термообработки: температура ($T_{\text{ТО}}$), длительность термообработки и скорость охлаждения. По технологическим параметрам можно сравнивать между собой различные составы исходных сплавов.

Ряд иностранных литературных обзоров посвящен анализу различных технологических операций и влиянию их параметров на свойства магнитов [5–7]. Рассмотрим влияние основных технологических операций на свойства спеченных магнитов на примере системы Nd–Fe–B (рис. 1). На всех стадиях технологического процесса (до шлифовки) основной задачей является максимальное предохранение порошка и заготовок от контакта с кислородом. Задачей механического дробления является получение из слитков порошка с размером частиц ~ 500 мкм [6]. В процессе дробления слитка необходимо использовать защитную атмосферу (азот, аргон), так как возможно окисление порошка вплоть до возгорания. Более перспективной технологией является водородное охрупчивание [7]. Суть метода состоит в том, что соединения РЗМ легко поглощают водород с образованием гидридов, плотность которых ниже, чем плотность соответствующих фаз, что и приводит к разрушению сплава с образованием частиц размером ~ 500 мкм. Далее следует операция тонкого помола, основной задачей которого является получение монокристаллических частиц системы Nd–Fe–B с максимально узким распределением по размерам. По современным представлениям для системы Nd–Fe–B оптимальным является средний размер частиц ~ 6 мкм [8]. Тонкий помол проводят в шаровых мельницах в среде различных органических жидкостей (спирт, толуол, фреон и т. д.). На этой стадии происходит значи-



Рис. 1. Основные технологические этапы изготовления магнитов системы Nd–Fe–B

тельное окисление порошка, пропорциональное продолжительности помола [5]. Причем в первую очередь окисляется неодим, являющийся основой жидкой фазы при спекании магнитов. Пример реакции окисления приведен на рис. 2. Видно, что в процессе помола содержание кислорода увеличивается почти на порядок по сравнению с исходным состоянием сплава. Более перспективным является струйное измельчение в защитной атмосфере, при котором распределение частиц по размерам является более узким [6]. Кроме того, особенно желательно сочетание водородного измельчения с последующим струйным помолом. В этом случае на стадии водородного охрупчивания практически во всех обогащенных Nd включениях образуются трещины, поскольку каждая граница зерна основной магнитной фазы $Nd_2Fe_{14}B$ в слитке имеет выделения обогащенной Nd-фазы. Следовательно, в таком случае отсутствует риск образования бикристаллических частиц, которые уменьшают степень текстуры и, следовательно, величину B_r [8]. Задачей прессования в магнитном поле является получение пресс-заготовок с заданной текстурой. Текстура создается за счет того, что частицы $Nd_2Fe_{14}B$ магнитным полем ориентируются осями 4-го порядка (ось легкого намагничивания) параллельно полю, а давление прессования фиксирует это состояние [5–7].

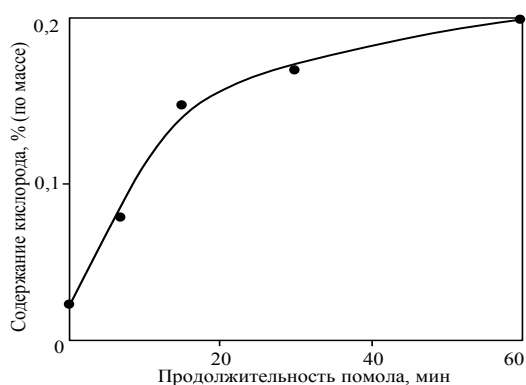


Рис. 2. Зависимость содержания кислорода в спеченных магнитах состава (% атомн.) $Nd_{18,5}Fe_{0,5}B_{6,5}$ от продолжительности помола [5]

Поскольку твердость по Виккерсу фазы $Nd_2Fe_{14}B$ составляет ~ 950 [9], высокое давление прессования обычно не используют во избежание расслоения пресс-заготовок [10], тем более что плотность спеченных заготовок не зависит от давления прессования [5]. Обычно давление прессования составляет $\sim 0,1\text{--}1$ ст/см² [5]. В настоящее время наиболее прогрессивной методикой прессования является изостатическое прессование в резиновой втулке (RIP), позволяющее получать предельно высокую степень ориентирования частиц [8]. Отметим, что текстура магнитов (а следовательно, величина B_r) в случае поперечного прессования обычно на 5–10% выше, чем в случае аксиального прессова-

ния [7]. Под поперечным и аксиальным прессованием подразумевается такая технология, когда ориентация магнитного поля перпендикулярна и параллельна усилию прессования соответственно.

Следующей операцией является спекание заготовок в вакуумных печах. Во избежание окисления порошковых заготовок, имеющих открытую пористость, давление в печи при спекании не должно превышать величины $\sim 10^{-5}$ мм рт. ст. ($\sim 13,33$ МПа) [5–7]. Как было отмечено выше, спекание является жидкофазным. В качестве жидкофазной составляющей выступает тройная эвтектика – обогащенная неодимом фаза (когда речь идет о магнитах системы Nd–Fe–B). В работе [5] исследована зависимость скорости усадки заготовки (при разных скоростях нагрева) от температуры. Показано, что наблюдаются два пика скорости усадки. Первый пик (при 700°C) обусловлен расплавлением обогащенной неодимом фазы ($T_{пл}=655^\circ\text{C}$). В этой области температур происходят процессы перегруппировки, а также диффузионные процессы растворения–перееосаждения, ответственные за высокую скорость усадки. Второй пик (в диапазоне 950–1000°C) авторы объясняют сильным ростом зерна основной магнитной фазы [5]. Следует отметить, что усадка текстурированных заготовок в направлении текстуры всегда выше, чем перпендикулярно ей [5]. В работе [11] на магнитах состава $Nd_{16}Fe_{76}B_8$ этот процесс был исследован более подробно. Показано, что после спекания изотропных заготовок усадка составляла 16,5%. С увеличением текстурирующего поля от 0 до 12,3 кЭ усадка перпендикулярно текстуре уменьшалась на $\sim 3,5\%$, а вдоль текстуры увеличивалась на $\sim 5\%$ [11]. Отметим, что в соответствии с вышеизложенным, рост частиц фазы $Nd_2Fe_{14}B$ при спекании всегда ниже вдоль оси 4-го порядка [5]. По-видимому, предпочтительный рост частиц этой фазы перпендикулярно оси 4-го порядка связан с меньшей ретикулярной плотностью соответствующих атомных плоскостей в этом направлении.

Термическую обработку магнитов системы Nd–Fe–B проводят, как правило, при температурах 500–650°C [5–7, 12]. В работе [12] отмечается, что температура термообработки ни при каких обстоятельствах не должна превышать 700°C. Указанная термообработка может проводиться в вакууме $\sim 10^{-1}$ мм рт. ст. ($\sim 13,33$ МПа), так как спеченные заготовки имеют закрытую пористость. В работе [12] подробно исследовано влияние термообработки на величину H_{cl} магнитов системы Nd–Fe–B в зависимости от состава и режимов термообработки. Что касается механизма положительного влияния термообработки при 500–650°C на величину H_{cl} магнитов, то в настоящее время однозначное мнение отсутствует. Так, в работе [13] на основании данных термомагнитного анализа выдвинуто предположение, что причиной положительного влияния термообработки на величину H_{cl} является растворение магнитомягкой фазы с $T_c=245^\circ\text{C}$. Предполагается, что указанная метаста-

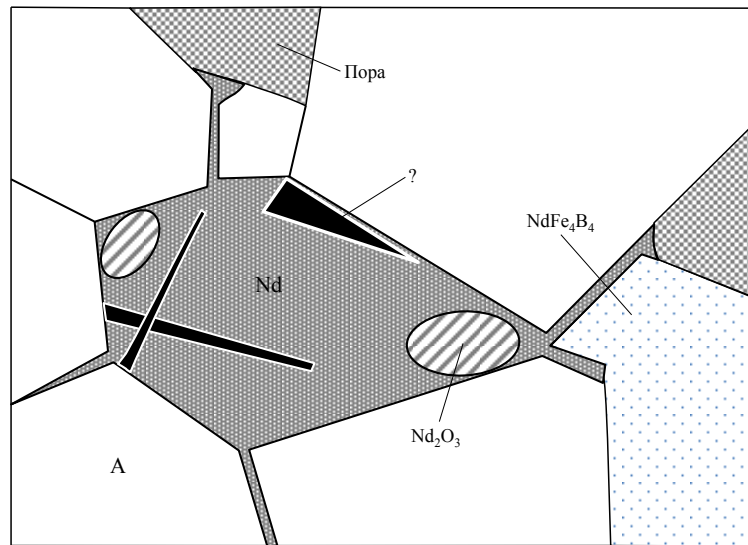


Рис. 3. Схематическое изображение микроструктуры спеченного магнита системы Nd-Fe-B [5]

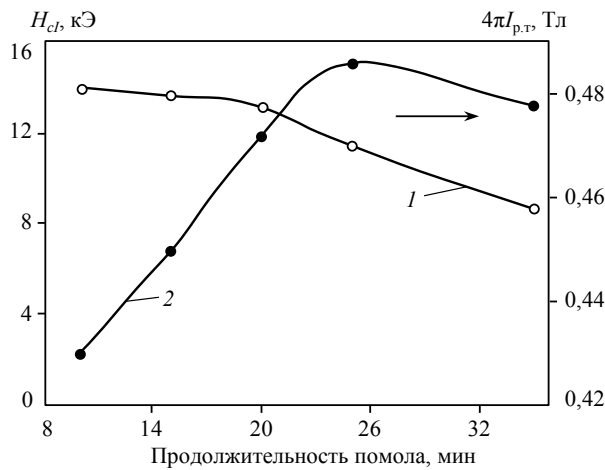


Рис. 4. Зависимость величины H_{cl} (1) и намагниченности в рабочей точке магнита (2) от продолжительности тонкого помола материала состава $(Nd_{0,29}Dy_{0,71})_{14,6}(Fe_{0,66}Co_{0,34})_{oct}B_8$ после спекания его по режиму $1100^{\circ}C$ в течение 1 ч

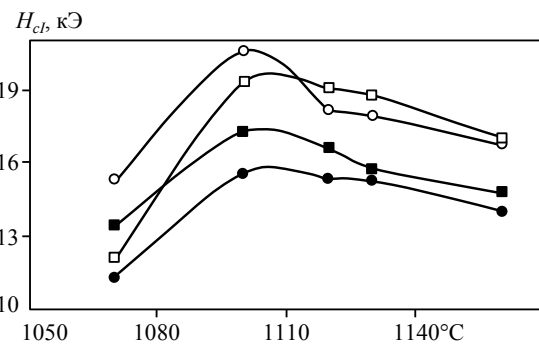
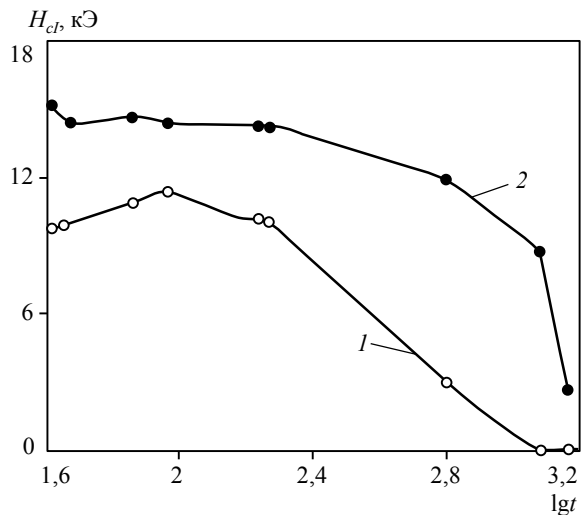


Рис. 5. Зависимость коэрцитивной силы (H_{cl}) после спекания от температуры спекания магнитов составов $(Nd_{0,50}Dy_{0,50})_{15}(Fe_{0,71}Co_{0,29})_{oct}Al_1B_8$ (○); $(Nd_{0,68}Dy_{0,32})_{15}(Fe_{0,71}Co_{0,29})_{oct}Al_1B_8$ (■); $(Nd_{0,65}Dy_{0,35})_{14,7}(Fe_{0,76}Co_{0,24})_{oct}Al_1B_8$ (□); $(Nd_{0,77}Dy_{0,23})_{15}(Fe_{0,76}Co_{0,24})_{oct}Al_1B_8$ (●)

Рис. 6. Зависимость величины H_{cl} после спекания от времени выдержки (t , ч) прессованных на воздухе заготовок магнитов составов $(Nd_{0,85}Dy_{0,15})_{16,6}(Fe_{0,89}Co_{0,11})_{oct}Ti_{1,3}B_{8,0}$ (1); $(Pr_{0,56}Dy_{0,39}Sm_{0,05})_{14,5}(Fe_{0,75}Co_{0,25})_{oct}B_{6,7}$ (2)



бильная фаза неизвестного состава, присутствующая в слитках после выплавки, после термообработки распадается с образованием фазы $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ [13].

Ряд работ посвящен исследованию структуры межзеренных обогащенных неодимом фаз. В качестве примера приведем данные работ [14, 15]. Так, в работе [14] показано, что в исходных слитках сплава системы Nd-Fe-B присутствует в основном фаза примерного состава (% атомн.) $\text{Nd}_{93}\text{Fe}_5$, имеющая гексагональную плотноупакованную (ГПУ) структуру ($a=0,365$ нм, $c=1,18$ нм), и небольшое количество фазы ($a=0,51$ нм) с гранцентрированной кубической решеткой (ГЦК). После изготовления из слитка магнитов количество ГПУ фазы уменьшается, и в основном присутствует фаза ГЦК со значительным количеством кислорода – примерного состава $\text{Nd}_{70}\text{Fe}_{15}\text{O}_{15}$ [14]. Предполагается [14, 15], что появление ГЦК фазы – это следствие порошкового передела, при котором количество кислорода увеличивается с 0,017 до 0,63% (по массе) и становится сравнимым с количеством бора. Интересно отметить, что указанные фазы стабильны и не меняются после термообработки при 600°C [14, 15]. Наконец, в работе [12] сделан вывод, что превращения при термообработке при $500\text{--}650^\circ\text{C}$, происходящие в обогащенной Nd межзеренной фазе, имеют наноразмерный масштаб и не выявляются доступными методами микроструктурного анализа.

Как следует из вышеизложенного, фаза $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ имеет высокую твердость ~ 1000 (по Виккерсу), поэтому механическую обработку целесообразно производить алмазным инструментом. Намагничивание, как правило, производят в импульсных магнитных полях с напряженностью не ниже 20 кЭ [5–7].

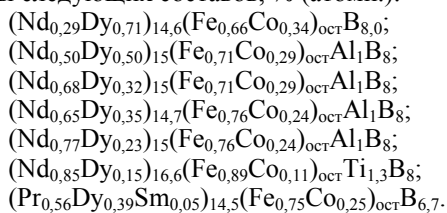
Таким образом, структуру спеченных магнитов системы Nd-Fe-B можно представить в идеале так, как показано на рис. 3 [5], на котором фаза А соответствует фазе $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. Следует отметить, что для фазы $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ нет общепринятых обозначений, поэтому далее, как и в работе [14], обозначим ее А.

Данная статья посвящена изучению свойств материалов системы Nd-Dy-Fe-Co-B в зависимости от технологических параметров.

Материалы и методы

Кривые намагничивания при комнатной температуре измеряли на пермаграфе Никса–Штейнгривера [16–19]. Заготовки магнитов характеризовали намагниченностью в рабочей точке по ГОСТ 19693–74.

В представленной работе исследованы материалы следующих составов, % (атомн.):



Сплавы выплавлены в вакуумной индукцион-

ной печи по обычной методике [20–29]. Слитки дробили до размера частиц <630 мкм в инертной атмосфере. Тонкий помол проводили в центробежно-планетарной мельнице в среде трифтортрихлорэтана. Заготовки магнитов в виде призм прессовали в магнитном поле 800 кА/м методом «мокрого» прессования. Спекание проводили в вакуумной печи СНВЭ 1.3.1/16-ИЗ.

Результаты

Зависимость свойств магнитов системы Nd-Dy-Fe-Co-B от основных технологических параметров представлена на рис. 4 и 5. В качестве одного из параметров, которые характеризуют кривую намагничивания материала, выбрана намагниченность в рабочей точке ($4\pi I_{p,t}$). Значение $4\pi I_{p,t}$ характеризует прямоуглольность кривой намагничивания. Измерение величины $4\pi I_{p,t}$ является экспресс-методом по сравнению с измерением кривой намагничивания. Величина рабочей точки исследованных магнитов $B/H=2$. В случае идеально прямоуглольной кривой намагничивания $4\pi I_{p,t}=B_r$. Зависимость величины H_{cl} от температуры $T_{сп}$ для материалов с высоким содержанием Со представлена на рис. 5. Важнейшей характеристикой материала является стойкость порошка (либо прессованной заготовки) к продолжительности хранения на воздухе. На рис. 6 представлены зависимости H_{cl} после спекания от времени выдержки прессованных заготовок в атмосферном воздухе.

Обсуждение и заключения

Из данных рис. 4 видно, что величина H_{cl} монотонно уменьшается с увеличением продолжительности помола. Величина $4\pi I_{p,t}$ имеет достаточно широкий максимум при продолжительности помола 25 мин. Именно это время и выбрано в качестве продолжительности помола для материалов с содержанием Со более $\sim 0,2$ атомн. долей.

Из данных рис. 5 видно, что зависимость коэрцитивной силы от температуры спекания имеет максимум. Отметим, что оптимальная температура $T_{сп}$ по крайней мере на $30\text{--}40^\circ\text{C}$ ниже, чем у слаболегированных Dy, Со материалов системы Nd-Fe-B .

Из данных рис. 6 видно, что большое количество Со повышает стойкость порошка к окислению на воздухе. В случае слаболегированных Со спеченных магнитов системы Nd-Fe-B , продолжительность хранения на воздухе, после которой величина H_{cl} уменьшается до нуля после спекания, не превышает 20 ч. Данный параметр также следует отнести к критическим технологическим показателям.

Таким образом, можно сделать следующие выводы:

- величина коэрцитивной силы монотонно уменьшается с увеличением продолжительности помола;
- зависимость коэрцитивной силы от температуры спекания имеет максимум;
- большое количество Со повышает стойкость порошка к окислению на воздухе.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бурханов Г.С., Пискорский В.П., Терешина И.С., Моисеева Н.С., Давыдова Е.А., Валеев Р.А. Существование области гомогенности по бору магнитотвердой фазы 2-14-1 // Доклады академии наук. 2012. Т. 447. №3. С. 277–279.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.
3. Пискорский В.П., Бурханов Г.С., Оспенникова О.Г., Валеев Р.А., Терешина И.С., Давыдова Е.А. Влияние термической обработки на свойства наноструктурированных магнитотвердых материалов Pr–Dy–Fe–Co–B // Металлы. 2010. №3. С. 84–91.
4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 01 (viam-works.ru).
5. Shelder G., Henig E., Missell F.P., Petzow G. Microstructure of sintered Fe–Nd–B magnets // Z. Metallkunde. 1990. V. 81. №5. P. 322–329.
6. Ormerod J. Powder metallurgy of rare earth permanent magnets // Metals and Materials. 1988. V. 4. №8. P. 478–482.
7. Bond S.M., Ward A.J. The development of processing conditions for the production of sintered and bonded neodymium iron boron magnets // In: European research on materials substitution. London-N.-Y.: Elsevier applied science. 1987. P. 207–228.
8. Нагата Х., Сагава М. Идеальная технология получения спеченных магнитов NdFeB. Материаловедение и металлургия. Перспективные технологии и оборудование / В сб. материалов семинара. М.: МГИУ. 2003. С. 105–113.
9. Luo Y., Zhang N. Variation of hardness with temperature in sintering NdFeB magnets // J. Appl. Phys. 1987. V. 61. №8. P. 3442–3444.
10. Джонс В.Д. Прессование и спекание. М.: Мир. 1965. 403 с.
11. McGuinness P.J., Williams A.J., Harris I.R. et al. Interacting behavior of NdFeB magnets // IEEE Trans. on Magnet. 1989. V. 25. №5. P. 3773–3775.
12. Менушенков В.П., Савченко А.Г. Термообработка, микроструктура и коэрцитивная сила спеченных магнитов на основе (Nd, Dy)–Fe–B / В сб. материалов семинара «Материаловедение и металлургия. Перспективные технологии и оборудование». М.: МГИУ. 2003. С. 158–185.
13. Schneider G., Landgraf F.J.G., Missell F.P. Additional ferromagnetic phases in the Fe–Nd–B system and the effect of a 600°C annealing // J. Less Common Metals. 1989. V. 153. P. 169–180.
14. Tang W., Zhoy S., Wang R., Graham C.D. An investigation of the Nd-rich phases in the Nd–Fe–B system // J. Appl. Phys. 1988. V. 64. №10. P. 5516–5518.
15. Weizhong T., Shouzheng Z., Run W. On the neodymium-rich phases in Nd–Fe–B magnets // J. Less-Common Metals. 1988. V. 141. P. 217–223.
16. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов // Труды ВИАМ. 2013. №5. Ст. 06 (viam-works.ru).
17. Шмотин Ю.Н., Старков Р.Ю., Данилов Д.В. и др. Новые материалы для перспективного двигателя ОАО «НПО „Сатурн”» // Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 6–8.
18. Каблов Е.Н., Сиваков Д.В., Гуляев И.Н. и др. Методы исследования конструкционных композиционных материалов с интегрированной электромеханической системой // Авиационные материалы и технологии. 2010. №4. С. 17–20.
19. Каблов Е.Н., Морозов Г.А., Крутиков В.Н., Муравская Н.П. Аттестация стандартных образцов состава сложнлегированных сплавов с применением эталона // Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 9–11.
20. Пискорский В.П., Бурханов Г.С., Оспенникова О.Г. и др. Эффект Вестендорпа на магнитах Pr(Nd)–Dy–Ce–Fe–Co–B // Перспективные материалы. 2010. №3. С. 22–25.
21. Пискорский В.П., Бурханов Г.С., Оспенникова О.Г. и др. Расчет температурного коэффициента индукции наноструктурированных магнитотвердых материалов Pr–Dy–Gd–Fe–Co–B методом молекулярного поля // Металлы. 2010. №1. С. 64–67.
22. Пискорский В.П., Бурханов Г.С., Мельников С.А. и др. Влияние содержания неодима на свойства наноструктурированных материалов Nd(Pr)–Fe–B, полученных по бинарной технологии // Перспективные материалы. 2010. №9. С. 195–197.
23. Каблов Е.Н., Пискорский В.П., Бурханов Г.С. и др. Термостабильные кольцевые магниты с радиальной текстурой на основе Nd(Pr)–Dy–Fe–Co–B // Физика и химия обработки материалов. 2011. №3. С. 43–47.
24. Мельников С.А., Пискорский В.П., Беляев И.В. и др. Температурные зависимости магнитных свойств спеченных сплавов Nd–Fe–B, легированных сплавами РЗМ с переходными металлами // Перспективные материалы. 2011. №11. С. 201–207.
25. Пискорский В.П., Бурханов Г.С., Оспенникова О.Г. и др. Влияние бора на магнитные свойства магнитов на основе интерметаллидов с тетрагональной структурой // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 143–148.
26. Магнитный материал и изделие, выполненное из него: пат. 2368969 Рос. Федерация; опубл. 27.09.2007.
27. Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Пискорский В.П. и др. Влияние церия и иттрия на магнитные свойства и фазовый состав материала системы Nd–Dy–Fe–Co–B // МиТОМ. 2005. №10. С. 25–29.
28. Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Пискорский В.П. и др. Влияние празеодима на магнитные свойства и фазовый состав материала системы Nd–Pr–Dy–Fe–Co–B // МиТОМ. 2005. №6. С. 12–16.
29. Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Пискорский В.П. и др. Влияние диспрозия и кобальта на температурную зависимость намагниченности и фазовый состав материала системы Nd–Dy–Fe–Co–B // МиТОМ. 2007. №4. С. 3–10.