

УДК 669.046.516.2

В.П. Пискорский¹, Р.А. Валеев¹, Д.В. Королев¹, Р.Б. Моргунов², И.И. Резчикова¹

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ТЕРБИЕМ И ГАДОЛИНИЕМ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ Pr–Tb–Gd–Fe–Co–B

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-59-66

Теоретически показано, что спеченные магниты Pr–Tb–Gd–Fe–Co–B, содержащие тербий, обладают большей величиной намагниченности насыщения по сравнению с магнитами аналогичного состава, легированными диспрозием. Определена расчетная величина температурного коэффициента индукции (ТКИ) основной магнитной фазы в области температур $-60 \div +120^\circ\text{C}$, которая делает магниты на основе тербия наиболее температурно-стабильными из всех известных редкоземельных магнитов. Экспериментально получена убывающая зависимость объемного содержания основной магнитной фазы 2-14-1 от атомной концентрации кобальта в спеченном материале (Pr, Tb)–(Fe_{1-y}Co_y)–B. Эта зависимость показывает, что свойства готовых магнитов с ростом концентрации Co ухудшаются, несмотря на улучшение свойств фазы 2-14-1. Установлено, что в магнитах с тербием эта тенденция отсутствует – фаза 2-14-1 образуется при любых концентрациях Co, что позволяет увеличивать магнитную анизотропию, а следовательно, и все остальные эксплуатационные характеристики магнитов.

Ключевые слова: постоянные магниты, редкоземельные магниты, температурный коэффициент индукции.

V.P. Piskorskii¹, R.A. Valeev¹, D.V. Korolev¹, R.B. Morgunov², I.I. Rezchikova¹

TERBIUM AND GADOLINIUM DOPING INFLUENCE ON THERMAL STABILITY AND MAGNETIC PROPERTIES OF SINTERED MAGNETS Pr–Tb–Gd–Fe–Co–B

It has been shown theoretically that sintered magnets Pr–Tb–Gd–Fe–Co–B containing terbium possesses higher saturation magnetization in comparison with sintered magnets with the same chemical composition doped with dysprosium. The calculated value of temperature coefficient of induction (TKI) of the main magnetic phase in the temperature range $-60 \div +120^\circ\text{C}$ has been determined. It makes magnets based on terbium the most temperature-stable of all known rare-earth magnets. The decreasing dependence of volume content of the main magnetic phase 2-14-1 on the atomic concentration of cobalt in the sintered material (Pr, Tb)–(Fe_{1-y}Co_y)–B was experimentally obtained. This dependence shows that properties of prepared magnets with the growth of the concentration Co declines, in spite of improvement in the properties of phase 2-14-1. It is established that this tendency is absent in magnets terbium and the phase 2-14-1 is formed at any concentrations of Co, that allows increasing magnetic anisotropy and, consequently, all other operational characteristics of the magnets.

Keywords: permanent magnets, rare-earth magnets, temperature coefficient of induction.

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

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем химической физики Российской академии наук [The Institute of Problems of Chemical Physics of the Russian Academy of Sciences]; e-mail: director@icp.ac.ru

Введение

Магнитный момент гадолиния упорядочен антиферромагнитно относительно подрешетки переходных металлов (железа и кобальта) в соединении $Gd_2(Fe, Co)_{14}B$ (здесь и далее – это соединение именуется фазой 2-14-1) [1, 2]. Отрицательное (антиферромагнитное) обменное взаимодействие между редкоземельной подрешеткой и подрешеткой переходных металлов делает магниты $Gd_2(Fe, Co)_{14}B$ ферримагнетиками. Такими же свойствами обладают и другие редкоземельные магниты на основе Nd, Pr, Dy. Однако при замене редкоземельных ионов можно многое изменить в эксплуатационных характеристиках готового магнита. Во-первых, помимо обменного взаимодействия, отвечающего за ферримагнетизм, важна магнитная анизотропия и ее температурная зависимость. Именно магнитная анизотропия играет определяющую роль в формировании энергии доменных границ, энергии их открепления (депиннинга), а следовательно, и в коэрцитивной силе магнита. Во-вторых, редкоземельные ионы отличаются симметрией одноионной анизотропии. Поскольку магнитная анизотропия всего магнита складывается из одноионных анизотропий каждого иона, а в решетке переходных металлов лишь кобальт вносит существенный вклад в эту полную анизотропию, его концентрация, равно как и замена редкоземельных ионов, имеет определяющее значение для симметрии объемной анизотропии магнита. Перечисленные ранее последствия взаимной замены редкоземельных ионов в магните касаются лишь его магнитных свойств. Однако имеется еще и термодинамическое различие в фазах, которые способны или не способны образоваться с теми или иными редкоземельными ионами. Увеличение концентрации кобальта, выгодное с точки зрения повышения магнитной анизотропии, часто вызывает и невыгодный процесс распада основной магнитной фазы 2-14-1 на слабомагнитные фазы (1-4-1, фаза Лавеса и др.). Этот процесс зависит от типа основного редкоземельного иона в магните [3]. В данном случае можно выделить энергии «немагнитного» происхождения, связанные с термодинамическими потенциалами фаз, которые могут быть энергетически выгодны или невыгодны. Поэтому основная магнитная фаза 2-14-1, делающая магнит магнитом, может оказаться термодинамически невыгодной даже при самых высоких значениях ее магнитных свойств. В этом случае усилия по повышению магнитных характеристик могут дать нулевой эффект не потому, что свойства этой фазы неприемлемы, а потому, что ее просто нет, она не возникает или исчезает в процессе спекания или термообработки магнитов. Вопрос совместимости фаз сложен, так как их энергии Гиббса в свободном состоянии, хотя и предсказуемы расчетами, отличаются от реальных в несколько раз, а для фаз, включенных в магнит в виде зерен, энергия Гиббса и вовсе становится непредсказуемой. Поэтому в данной работе рассматриваются эмпирические закономерности, полученные при спекании редкоземельных магнитов, а также влияние этих закономерностей на продуктивность образования нужных магнитных фаз. В работе [4] показано, что предельное содержание кобальта в интерметаллиде $Dy_2(Fe, Co)_{14}B$ составляет 0,57 атомн. долей. При большей атомной концентрации начинается распад фазы 2-14-1, в результате которого образуется фаза $Dy(Fe, Co)_4B$ и другие фазы, включая твердый раствор переходных металлов. С увеличением содержания гадолиния в соединении $(Pr, Gd)_2Fe_{14}B$ уменьшается как поле анизотропии (H_A), так и намагниченность насыщения, поскольку его орбитальный момент равен нулю и он изменяет суммарный орбитальный момент редкоземельной подрешетки [5]. Фаза $Tb_2(Fe, Co)_{14}B$ существует независимо от наличия и концентрации кобальта [3], что означает отсутствие ограничений в полной замене железа на кобальт в подрешетке переходных металлов и выдвигает соединение $Tb_2(Fe, Co)_{14}B$ в перспективные материалы с наибольшей магнитной анизотропией, достижимой заменой переходных металлов. При этом возникает вопрос – каковы свойства самого иона тербия?

Ведь выигрывая в его совместимости с Co, важно, чтобы сам ион Tb не ухудшал свойства редкоземельной подрешетки.

Суммарный (орбитальный и спиновый) магнитный момент ионов в соединениях $R_2(Fe, Co)_{14}B$ в магнетонах Бора равен: $7\mu_B$ – для гадолиния, $10\mu_B$ – для диспрозия и $9\mu_B$ – для иона тербия [3]. Это означает, что вклад тербия в магнитные свойства не будет уменьшен по сравнению с производимыми магнитами. Более того, ион тербия дает наибольшую магнитную анизотропию, которая для соединения $Tb_2(Fe, Co)_{14}B$ равна $H_A=17600$ кА/м при температуре 300 К [6], что значительно больше по сравнению с полем анизотропии H_A этого же соединения с диспрозием (12000 кА/м), 2000 кА/м – для Gd^{3+} и 6960 кА/м – для Pr^{+3} [6]. Кроме того, величина намагниченности насыщения соединения $Tb_2Fe_{14}B$ в области температур 2–500 К зависит от температуры в меньшей степени, чем у других соединений [6], незначительно (на несколько процентов) увеличиваясь лишь в высокотемпературной области 500–700 К [7]. Для соединения $Dy_2(Fe_{0,43}Co_{0,57})_{14}B$ с предельным содержанием кобальта в области температур 77–395 К намагниченность насыщения возрастает на 41%, а для остальных редкоземельных ионов еще больше [3]. Таким образом, ионы тербия, сохраняя и приумножая свойства редкоземельной подрешетки, значительно улучшают возможности регулирования свойств подрешетки переходных металлов. Следует отметить, что с точки зрения температурной стабильности магнитов для приборов не имеет смысла характеризовать их величиной только температурного коэффициента индукции (ТКИ), поскольку для прибора, создающего магнитное поле, важен функциональный вид зависимости $I(T)$ [8].

Цели данной работы – оценка намагниченности фазы $Tb_2(Fe, Co)_{14}B$, ее сравнение с фазой $Dy_2(Fe, Co)_{14}B$ при высоких концентрациях кобальта, а также оценка термостабильности магнитов $(Pr_{1-x-y}Tb_xGd_y)_2(Fe_{1-z}Co_z)_{14}B$.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 11.1. «Термостабильные магнитотвердые материалы и математические модели расчета их температурных характеристик для навигационных приборов нового поколения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [9].

Материалы и методы

На первом этапе работы в вакуумной индукционной печи в среде аргона получены сплавы систем $(Pr, Tb)-(Fe, Co)-B$, $(Pr, Gd)-(Fe, Co)-B$ с разным содержанием кобальта и редкоземельных металлов (РЗМ). Слитки сплавов дробили до частиц размером <650 мкм в конусной инерционной дробилке ВКМД 10 с продувкой азотом и далее измельчали в центробежно-планетарной мельнице САНД-1 в среде хладагента CCl_2FCH_3 с температурой кипения 31,9°C. Заготовки магнитов в виде призм получали прессованием порошка с одновременным приложением магнитного поля 800 кА/м, направленного перпендикулярно усилию прессования. Далее заготовки помещали в вакуумную печь СНВЭ 1.3.1/16ИЗ и производили спекание при температуре 1100°C в течение 1 ч. На всех магнитах определяли содержание основной магнитной фазы $R_2(Fe, Co)_{14}B$ микрорентгеноспектральным анализом (МРСА) на растровом электронном микроскопе Karl Zeiss EVO MA10 с кремниевым энергодисперсионным детектором фирмы Oxford Instruments. Площадь пучка рентгеновского излучения составляла 10^{-6} мм², а глубина, на которую проникало излучение, 10^{-3} мм. Анализ спектров МРСА выполнен с помощью программного обеспечения AZTEC Energy [10–12]. Величину ТКИ измеряли с помощью катушек Гельмгольца (в открытой магнитной цепи) в интервале температур 20–120°C с точностью не менее $\pm 0,005\%/^{\circ}C$.

Результаты и обсуждение

Полученная зависимость количества основной магнитной фазы 2-14-1 от содержания кобальта представлена на рис. 1. Количество фазы 2-14-1 линейно увеличивается с уменьшением содержания кобальта в спеченном материале в области от 0,20 до 0,45 атомн. долей. Проверка этой зависимости для соединений с различной долей редкоземельных элементов x и y показала, что содержание основной магнитной фазы не зависит от вида и количества редкоземельных ионов.

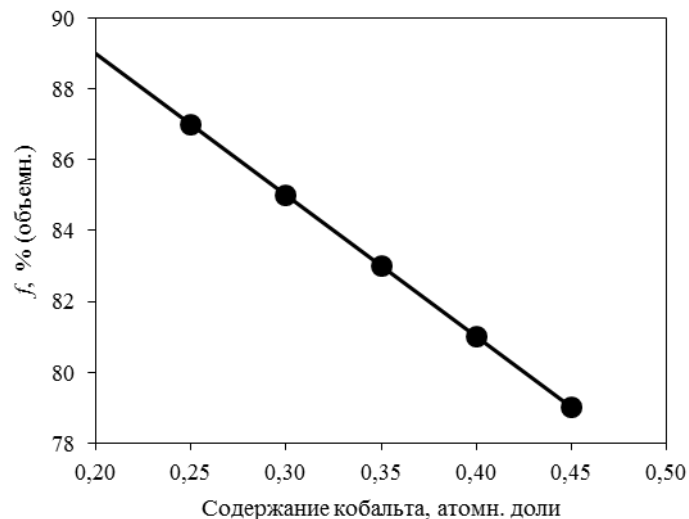


Рис. 1. Зависимость объемного содержания (f) фазы 2-14-1 в спеченном материале $(\text{Pr}, \text{Tb})-(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)\text{-B}$ от содержания кобальта (y)

Методика расчета для соединения $\text{RE}_2(\text{Fe}, \text{Co})_{14}\text{B}$ ранее применялась для соединений, в которых RE: Nd+Dy либо Pr+Dy, и подробно описана в работе [13]. Воспользуемся ей для расчета магнитных свойств соединения $(\text{Pr}_{1-x-y}\text{Tb}_x\text{Gd}_y)_2(\text{Fe}_{1-z}\text{Co}_z)_{14}\text{B}$. Две подрешетки железа и кобальта можно рассмотреть как единую подрешетку ионов ТМ ($3d$ -металла) потому, что оба типа ионов характеризуются незаполненными d -оболочками и сходной системой электронных уровней (за исключением расщепления в кристаллическом поле, более значительного для ионов Co). В научно-технической литературе из данных нейтронографии и независимых расчетов делается вывод, что в редкоземельных магнитах магнитная подрешетка ТМ характеризуется суммарным (усредненным) угловым моментом $\mu_{\text{TM}}=1$, учитывающим спины и орбитальные моменты ионов [13]. В соответствии с теорией молекулярного поля можно считать, что на магнитные моменты ионов ТМ, Pr^{3+} , Tb^{3+} , Gd^{3+} действуют соответствующие молекулярные поля $H_{\text{TM}}(T)$, $H_{\text{Pr}}(T)$, $H_{\text{Tb}}(T)$, $H_{\text{Gd}}(T)$, величины которых зависят от температуры.

Молекулярное поле, действующее на магнитные моменты переходных ионов в подрешетке ТМ, можно записать как:

$$H_{\text{TM}}(T)=d(14n_{\text{TM-RE}}\mu_{\text{RE}}(T)+2(1-x-y)n_{\text{Pr-RE}}\mu_{\text{Pr}}(T)+2xn_{\text{Tb-RE}}\mu_{\text{Tb}}(T)+2yn_{\text{Gd-RE}}\mu_{\text{Gd}}(T)). \quad (1)$$

В этой формуле параметр $d=N_{\text{A}}\mu_{\text{B}}\rho/M$ определяется числом Авогадро (N_{A}); молекулярной массой (M) и плотностью (ρ) фазы 2-14-1. Безразмерные коэффициенты пропорциональности между напряженностью молекулярного поля и магнитными моментами соответствующих ионов ($n_{\text{TM-RE}}$, $n_{\text{Pr-RE}}$, $n_{\text{Tb-RE}}$, $n_{\text{Gd-RE}}$) являются подгоночными параметрами модели.

Аналогично запишутся молекулярные поля для подрешетки празеодима:

$$H_{Pr}(T) = d(14n_{Pr-RE}\mu_F(T)), \quad (2)$$

для подрешетки тербия, на которую влияют остальные редкоземельные ионы,

$$H_{Tb}(T) = d(14n_{Tb-RE}\mu_F(T)), \quad (3)$$

а для подрешетки гадолиния, подверженной молекулярному полю остальных редкоземельных ионов, можно записать:

$$H_{Gd}(T) = d(14n_{Gd-RE}\mu_F(T)). \quad (4)$$

В выражениях (1)–(4) пренебрегли обменными взаимодействиями и, следовательно, коэффициентами молекулярного поля типа n_{Pr-Pr} , n_{Gd-Gd} и n_{Tb-Tb} , которые описывают взаимодействия внутри магнитных подрешеток ионов Pr^{3+} , Gd^{3+} , Tb^{3+} . Температурные зависимости магнитных моментов каждой i -й подрешетки описываются соответствующими функциями Бриллюэна – $B_{J_i}(x)$, в которых управляющим фактором является отношение магнитной энергии подрешеток $\mu_i(0)\mu_B H_i(T)$ к средней энергии термических флуктуаций $k_B T$:

$$\mu_{TM}(T) = \mu_{RE}(0) \cdot B_{J_{RE}}(\mu_{TM}(0)\mu_B H_{RE}(T)/k_B T); \quad (5)$$

$$\mu_{Pr}(T) = \mu_{Pr}(0) \cdot B_{J_{Pr}}(\mu_{Pr}(0)\mu_B H_{Pr}(T)/k_B T); \quad (6)$$

$$\mu_{Tb}(T) = \mu_{Tb}(0) \cdot B_{J_{Tb}}(\mu_{Tb}(0)\mu_B H_{Tb}(T)/k_B T); \quad (7)$$

$$\mu_{Gd}(T) = \mu_{Gd}(0) \cdot B_{J_{Gd}}(\mu_{Gd}(0)\mu_B H_{Gd}(T)/k_B T), \quad (8)$$

где $B_{J_i}(x)$ – функции Бриллюэна для каждой из подрешеток с соответствующими угловыми моментами J_{TM} , J_{Pr} , J_{Tb} , J_{Gd} ионов ТМ, Pr^{3+} , Tb^{3+} , Gd^{3+} ; k_B – константа Больцмана.

Коэффициенты молекулярного поля в уравнениях (1)–(4) могут быть определены из температуры Кюри (T_C) магнитной фазы $(Pr_{1-x-y}Tb_xGd_y)_2(Fe_{1-z}Co_z)_{14}B$. Если считать этот ферритмагнетик, состоящим из двух подрешеток, и пренебрегать обменным взаимодействием внутри подрешетки Т, температуру Кюри можно связать с коэффициентами молекулярного поля [13]:

$$T_C \alpha (T_C \beta - n_{RE-RE}) - n_{RE-TM}^2 = 0,$$

где коэффициент $\alpha = \left(\frac{3J_{RE}}{J_{RE} + 1} \right) (k_B / \mu_B d) / 2\mu_{RE}^2(0)$,

а коэффициент $\beta = \left(\frac{3J_{TM}}{J_{TM} + 1} \right) (k_B / \mu_B d) / 14\mu_F^2(0)$.

Магнитные и угловые моменты ионов при температуре 0 К связаны следующими соотношениями типа $\mu_i(0) = g_i J_i$, где g_i – g -факторы ионов ТМ, Pr^{3+} , Tb^{3+} , Gd^{3+} [3]. Все упомянутые параметры ранее определены для разных редкоземельных ионов с различным числом соседних атомов [13] и использованы в данной работе для получения температурной зависимости намагниченности сплава.

Расчетные температурные зависимости намагниченности фазы $(Pr_{0,60}Tb_{0,40})_2(Fe_{0,70}Co_{0,30})_{14}B$ представлены на рис. 2 (кривая 1), где для сравнения показаны температурные зависимости намагниченности фазы 2-14-1, в которой тербий замещен на Dy (кривая 2) или Gd (кривая 3). Видно, что во всем эксплуатационном диапазоне температур намагниченность основной фазы на основе тербия занимает промежуточное положение между аналогичными фазами на основе диспрозия и гадолиния. Этого и следовало ожидать, исходя из промежуточного значения магнитного момента ионов тербия в фазе 2-14-1.

На рис. 3 представлены расчетные температурные зависимости намагниченности фазы 2-14-1 для концентраций тербия 35, 40 и 45% (кривые 1–3), из которых следует, что с ростом концентрации тербия намагниченность растет немонотонно. Это означает, что,

несмотря на некоторые преимущества тербия по результирующему значению ТКИ основной фазы, его концентрация должна быть дополнительно оптимизирована с учетом максимальной намагниченности. В спеченных магнитах, где учитывается доля магнитной фазы (рис. 3, кривая 4), результирующая намагниченность оказывается еще ниже, чем для чистой фазы 2-14-1.

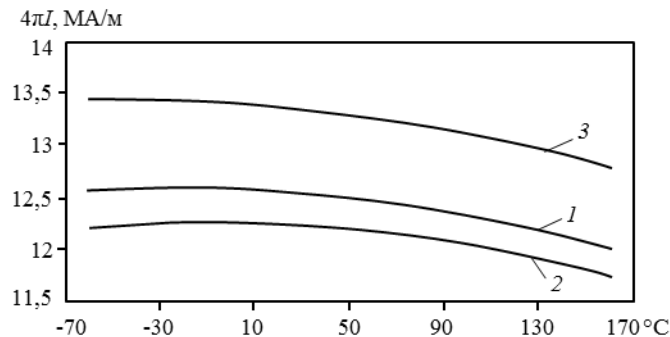


Рис. 2. Расчетные зависимости намагниченности (I) фазы 2-14-1 различных материалов с Tb, Dy и Gd от температуры:
 1 – $(\text{Pr}_{0,60}\text{Tb}_{0,40})_2(\text{Fe}_{0,70}\text{Co}_{0,30})_{14}\text{B}$; 2 – $(\text{Pr}_{0,60}\text{Dy}_{0,40})_2(\text{Fe}_{0,70}\text{Co}_{0,30})_{14}\text{B}$; 3 – $(\text{Pr}_{0,60}\text{Gd}_{0,40})_2(\text{Fe}_{0,70}\text{Co}_{0,30})_{14}\text{B}$

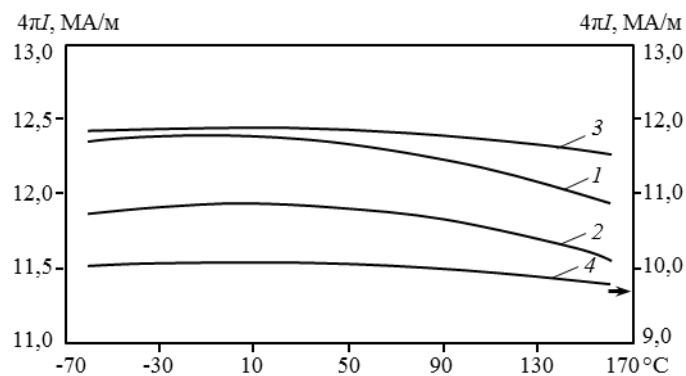


Рис. 3. Расчетные температурные зависимости намагниченности (I) фазы 2-14-1 на основе тербия:
 1 – $(\text{Pr}_{0,60}\text{Tb}_{0,40})_2(\text{Fe}_{0,65}\text{Co}_{0,35})_{14}\text{B}$; 2 – $(\text{Pr}_{0,55}\text{Tb}_{0,45})_2(\text{Fe}_{0,65}\text{Co}_{0,35})_{14}\text{B}$;
 3 – $(\text{Pr}_{0,55}\text{Tb}_{0,35}\text{Gd}_{0,10})_2(\text{Fe}_{0,65}\text{Co}_{0,35})_{14}\text{B}$, а также 4 – для спеченного магнита состава $(\text{Pr}_{0,55}\text{Tb}_{0,35}\text{Gd}_{0,10})_2(\text{Fe}_{0,65}\text{Co}_{0,35})_{14}\text{B}$

Полученная зависимость концентрации основной магнитной фазы 2-14-1 от содержания кобальта показывает, что, хотя тенденция уменьшения доли основной магнитной фазы с ростом концентрации кобальта сохраняется в магнитах на основе тербия (как и в других магнитах), количество основной магнитной фазы 2-14-1 почти в 2 раза больше в магнитах с тербием. Это свидетельствует о том, что наличие тербия снижает термодинамический потенциал фазы 2-14-1, делая ее более выгодной и сохраняя ее значительные концентрации. Хотя тербий вдвое дороже диспрозия, экономически его введение оказывается выгодным, потому что концентрации этих РЗМ невысоки и замена одной из составляющих нивелируется ценой остальных. При этом физические свойства магнита должны оказаться заметно выше. Заметим, что увеличение концентрации кобальта, как правило, сильно сдвигает температуру Кюри к более высоким значениям. Поэтому резко спадающий участок намагниченности вблизи температуры Кюри сдвигается в область более высоких температур, давая возможность увеличить ТКИ в важной эксплуатационной области вблизи комнатной температуры. Например, в работе

[14] показано, что в магните $(\text{Nd}_{1-x}\text{Dy}_x)_{13,9}(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{79,8}\text{Cu}_{0,1}\text{Ga}_{0,1}\text{B}_{6,1}$ значение T_C увеличивается с 327 до 492 К при увеличении атомной концентрации кобальта от нуля до 30%. При этом значительно уменьшается значение ТКИ, рассчитанное в диапазоне температур 23–140°C в работе [14]. Аналогичный эффект наблюдается и в данной работе, но, кроме того, имеет место одновременное увеличение доли фазы 2-14-1. Температурные зависимости на рис. 2 позволили рассчитать ожидаемые значения ТКИ в диапазоне температур $-60 \div +120^\circ\text{C}$ и сравнить с экспериментальными значениями (см. таблицу). Виден очевидный выигрыш в значениях ТКИ при введении тербия, который должен приводить к улучшению температурной стабильности по сравнению с магнитами состава $(\text{Nd}_{1-x}\text{Dy}_x)_{13,9}(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{79,8}\text{Cu}_{0,1}\text{Ga}_{0,1}\text{B}_{6,1}$, представленными в работе [14]. Отметим, что доля фазы 2-14-1 достигает 99% в работе [14], несмотря на присутствие диспрозия. Возможно, увеличение содержания фазы 2-14-1 в спеченных магнитах $(\text{Nd}, \text{Dy})-(\text{Fe}, \text{Co})-\text{B}$ по сравнению с исследуемыми магнитами $(\text{Pr}, \text{Tb})-(\text{Fe}, \text{Co})-\text{B}$ связано с тем, что скорость диффузии в сплавах празеодима и тербия более медленная, чем в сплавах на основе неодима [15]. Поэтому за время термообработки и спекания не успевает образоваться равновесное количество фазы 2-14-1 в данных опытах.

Величина температурного коэффициента индукции (ТКИ) для различных составов

Состав фазы 2-14-1	Значения ТКИ в диапазоне температур, °C		
	$-60 \div +120$		$-60 \div +100$
	по расчету	в эксперименте	(по расчету)
$(\text{Pr}_{0,55}\text{Tb}_{0,45})_2(\text{Fe}_{0,65}\text{Co}_{0,35})_{14}\text{B}$	-0,0062	-0,0058	-0,0036
$(\text{Pr}_{0,60}\text{Tb}_{0,40})_2(\text{Fe}_{0,65}\text{Co}_{0,35})_{14}\text{B}$	-0,0103	-0,013	-0,0078
$(\text{Pr}_{0,55}\text{Tb}_{0,35}\text{Gd}_{0,10})_2(\text{Fe}_{0,65}\text{Co}_{0,35})_{14}\text{B}$	-0,0064	-0,0062	0,00400

Из данных рис. 2 следует, что чем меньше магнитный момент «тяжелого» редкоземельного иона от диспрозия к гадолинию, тем больше намагниченность фазы 2-14-1. Эта закономерность объясняется тем, что магнитные моменты этих ионов ориентированы антиферромагнитно по отношению к моментам ионов железа, кобальта и «легкого» празеодима в фазе 2-14-1 [3]. Поэтому чем меньше компенсирующий магнитный момент «тяжелого» РЗМ, тем больше намагниченность фазы 2-14-1. В исследованной области концентраций кобальта рост магнитного момента «тяжелых» редкоземельных ионов уменьшает модуль ТКИ. Увеличенное значение магнитного момента в данных опытах подобно широко известному эффекту, когда замена неодима на празеодим приводит к резкому увеличению намагниченности, хотя магнитные моменты ионов празеодима и неодима практически одинаковы [3]. Это явление кажущееся на первый взгляд парадоксальным, связано с ростом концентрации основной магнитной фазы.

Заключения

1. Количество фазы 2-14-1 в спеченных материалах $(\text{Pr}, \text{Tb})-(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)-\text{B}$ сокращается с 89 до 79% (объемн.) с увеличением содержания кобальта с 0,2 до 0,45 атомн. долей.
2. Установлено, что в диапазоне температур $-60 \div +120^\circ\text{C}$ модуль ТКИ уменьшается по абсолютной величине с увеличением магнитного момента «тяжелого» иона РЗМ в ряду тербий–диспрозий–гадолиний.
3. Расчетное значение ТКИ в приближении молекулярного поля для фазы 2-14-1 в спеченных магнитах $(\text{Pr}, \text{Tb})-(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)-\text{B}$ отклоняется от экспериментально определенного значения не более чем на $0,005\% \text{ K}^{-1}$. Теоретически предсказаны низкие значения ТКИ в спеченных магнитах $(\text{Pr}, \text{Tb})-(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)-\text{B}$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Zhi-dong Zhang, Sun X.K., Chuang Y.C. et al. Magnetic properties of (Pr,Gd)₂Fe₁₄B compounds // *Journal de Physique*. 1988. Vol. 49. P. C8-569–C8-570.
2. Zhi-dong Zhang, Sun X.K., Zhong Zhen-chen et al. Effects of partial Co substitution on structural and magnetic properties of (Pr, Gd)₂Fe₁₄B compounds // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 1991. Vol. 96. P. 215–218.
3. Herbst J.F. R₂Fe₁₄B materials: Intrinsic properties and technological aspects // *Reviews of Modern Physics*. 1991. Vol. 63. No. 4. P. 819–898.
4. Pedziwiatr A.T., Wallace W.E. Structure and magnetism of the R₂Fe_{14-x}Co_xB ferrimagnetic systems (R=Dy and Er) // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 1987. Vol. 66. P. 63–68.
5. Zhoy S.Z., Guo C., Hu Q. Magnetic properties and microstruture of iron-based rare-earth magnets with low-temperature coefficients // *Journal of Applied Physics*. 1988. Vol. 63. No. 8. P. 3327–3329.
6. Hiroswa S., Matsuura Y., Yamamoto H., Fujimura S., Sagawa M. Magnetization and magnetic anisotropy of R₂Fe₁₄B measured on single crystals // *Journal of Applied Physics*. 1986. Vol. 59. P. 873–879.
7. Pedziwiatr F.T., Chen H. Y., Wallace W.E. Magnetism of the Tb₂Fe_{14-x}Co_xB system // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 1987. Vol. 67. P. 311–315.
8. Распопов В.Я. Микромеханические приборы. М.: Машиностроение, 2007. 399 с.
9. 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. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
10. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Пискорский В.П., Резчикова И.И., Валеев Р.А., Давыдова Е.А. Фазовый состав спеченных материалов системы Pr–Dy–Fe–Co–B // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №S2 (39). С. 5–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S2-5-10.
11. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Резчикова И.И., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Королев Д.В. Зависимость свойств спеченных материалов системы Nd–Dy–Fe–Co–B от технологических параметров // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №S2 (39). С. 24–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S2-24-29.
12. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Резчикова И.И., Валеев Р.А., Чередниченко И.В., Моргунов Р.Б. Сравнение температурной стабильности магнитов на основе SmCo и PrDy–FeCo–B // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №S2 (39). С. 42–46. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S2-42-46.
13. Li Huai-Shan, Zhang Zhuong-Wu, Dang Mei-Zhen. Molecular field theory analysis of R₂Fe₁₄B intermetallic compounds // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 1988. Vol. 71. P. 355–358.
14. Смарт Д. Эффективное поле в теории магнетизма. М.: Мир, 1968. 271 с.
15. Popova A.G., Kolodkina D.A., Gavikoa V.S. et al. High-power (Nd, Dy)–(Fe, Co)–B magnets with a low temperature coefficient of induction // *Physics of Metals and Metallography*. 2017. Vol. 118. No. 10. P. 935–945.
16. Faria B.E., Davies D.N., Brown D.N., Harris I.R. Microstructural and magnetic studies of cast and annealed Nd and PrFeCoBZr alloys and HDDR materials // *Journal of Alloys and Compounds*. 2000. Vol. 296. P. 223–228.