

Научная статья

УДК 539.231:669.859:537.622

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-10-66-75

## ВЛИЯНИЕ ВЫСОКИХ КОНЦЕНТРАЦИЙ КОБАЛЬТА НА СВОЙСТВА МАГНИТОВ Pr–Dy–Fe–Co–B И Nd–Dy–Fe–Co–B

Р.А. Валеев<sup>1</sup>, Д.В. Королев<sup>1</sup>, Р.Б. Моргунов<sup>1</sup>, В.П. Пискорский<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

**Аннотация.** Анализ петель магнитного гистерезиса постоянных магнитов Pr–Dy–Fe–Co–B и Nd–Dy–Fe–Co–B с высоким содержанием Co позволяет сделать вывод, что с увеличением содержания кобальта в составе сплава величина коэрцитивной силы  $H_{c1}$  значительно уменьшается. Замена Nd на Pr в составе сплава приводит к снижению величины объемной доли основной магнитной фазы  $R_2-(FeCo)_{14}B$  в составе спеченных постоянных магнитов, что пропорционально влияет на зависимость величины  $H_{c1}$  от содержания Co в материале постоянных магнитов. Данный эффект предположительно связан с разницей скорости диффузии в рассматриваемых материалах.

**Ключевые слова:** редкоземельные магниты, основная магнитная фаза, остаточная индукция, коэрцитивная сила, скорость диффузии, редкоземельные металлы

**Для цитирования:** Валеев Р.А., Королев Д.В., Моргунов Р.Б., Пискорский В.П. Влияние высоких концентраций кобальта на свойства магнитов Pr–Dy–Fe–Co–B и Nd–Dy–Fe–Co–B // Труды ВИАМ. 2022. № 10 (116). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-10-66-75.

Scientific article

## THE EFFECT OF HIGH CONCENTRATIONS OF COBALT ON THE PROPERTIES OF MAGNETS Pr–Dy–Fe–Co–B AND Nd–Dy–Fe–Co–B

R.A. Valeev<sup>1</sup>, D.V. Korolev<sup>1</sup>, R.B. Morgunov<sup>1</sup>, V.P. Piskorsky<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

**Abstract.** Analysis of the magnetic hysteresis loops of permanent magnets Pr–Dy–Fe–Co–B and Nd–Dy–Fe–Co–B with a high Co content allows us to conclude that with an increase in the cobalt content in the alloy, the coercive force  $H_{c1}$  value decreases significantly. The replacement of Nd with Pr in the alloy composition leads to a decrease in the volume fraction of the main magnetic phase  $R_2-(FeCo)_{14}B$  in the composition of sintered permanent magnets, which proportionally affects the dependence of the  $H_{c1}$  on the Co content in the permanent magnet material. This effect is presumably related to the difference in the diffusion rate in the materials under consideration.

**Keywords:** rare earth magnets, main magnetic phase, residual induction, coercive force, diffusion rate, rare earth metals

**For citation:** Valeev R.A., Korolev D.V., Morgunov R.B., Piskorsky V.P. The effect of high concentrations of cobalt on the properties of magnets Pr–Dy–Fe–Co–B and Nd–Dy–Fe–Co–B. *Trudy VIAM*, 2022, no. 10 (116), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-10-66-75.

### Введение

Спеченные постоянные магниты сплава RE–TM–B (RE – редкоземельный(е) металл(ы), TM – переходный(е) металл(ы), B – бор) обладают наивысшими значениями

максимального энергетического произведения  $(B \cdot H)_{\max}$  [1] среди известных постоянных магнитов. Они находят широкое применение во всех областях промышленности, в том числе в устройствах инерциальной навигации [2–4]. Однако постоянные магниты из данного сплава в его классическом химическом составе NdFeB имеют весьма низкую температуру Кюри. В результате у таких сплавов низкая рабочая температура и резкая зависимость изменения остаточной индукции от температуры, что существенно ограничивает возможности их применения в устройствах, работающих в широком диапазоне температур. Магниты с минимальным изменением магнитных свойств при изменении температуры необходимы для инерциальных навигационных систем. Точность работы таких устройств напрямую зависит от изменения остаточной намагниченности постоянного магнита, используемого в конструкции, где магнитное поле является источником полезного сигнала. Отчасти эту проблему возможно решить путем введения дополнительного вычислительного комплекса для учета погрешности относительно изменения остаточной намагниченности постоянного магнита и корректировки параметров при изменении рабочей температуры. Однако это усложняет конструкцию навигационной системы, увеличивает энергопотребление и ее массогабаритные характеристики. Поэтому одной из задач исследователей и разработчиков является модификация химического состава и технологии изготовления постоянных магнитов данной системы с целью ослабления температурной зависимости магнитных характеристик. Температурная стабильность постоянных магнитов характеризуется, например, температурным коэффициентом индукции (ТКИ), который отражает изменение намагниченности в процентах, нормированное на изменение температуры и измеряемое поэтому в единицах  $\%/^{\circ}\text{C}$ . Наиболее низкую величину ТКИ имеют магнитотвердые материалы систем Al–Ni–Co–Fe (ЮНДК от англ. AlNiCo) и Fe–Co–Cr–Mo. Например, производимые фирмой AMT Magnet Technology (США) магниты систем AlNiCoFe и FeCoCrMo с ТКИ  $(-60 \div +250^{\circ}\text{C}) = 0,0005 \%/^{\circ}\text{C}$  (FeCoCrMo) – имеют следующие значения магнитных свойств:  $B_r = 1,15$  Тл,  $BH_c = 115\text{--}120$  кА/м,  $(B \cdot H)_{\max} = 80\text{--}90$  кДж/м<sup>3</sup> и  $B_r = 1,4\text{--}1,5$  Тл,  $BH_c = 64\text{--}70$  кА/м,  $(B \cdot H)_{\max} = 72\text{--}80$  кДж/м<sup>3</sup> соответственно (где  $B_r$  – величина остаточной индукции;  $BH_c$  – коэрцитивная сила по индукции). Однако постоянные магниты таких систем практически исчерпали себя, поскольку имеют низкую величину коэрцитивной силы по намагниченности ( $H_{cl}$ ), что предъявляет существенные требования к геометрической форме магнита и к конструкции магнитной системы для использования в приборостроении. Материалы системы Nd–Fe–B обладают высокой коэрцитивной силой, но они изначально имеют самую высокую величину ТКИ, по абсолютной величине равную  $0,12 \%/^{\circ}\text{C}$ . Частичная замена Nd в составе сплава на тяжелые редкоземельные металлы позволяет увеличить величину коэрцитивной силы постоянного магнита за счет их высокой одноионной анизотропии, повышающей поле анизотропии основной магнитной фазы 2-14-1. Легирование кобальтом (частичная замена Fe в химическом составе сплава) позволяет повысить температуру Кюри и снизить температурную зависимость остаточной намагниченности. При этом недопустимо снижается значение остаточной индукции, а усложнение химического состава влечет за собой увеличение количества возможных второстепенных фаз, образующихся при кристаллизации из расплава [5]. При замене неодима на празеодим практически полностью исчезают фазы, принадлежащие гомологическому ряду  $R_{n+1}(\text{Fe}, \text{Co})_{3n+5}\text{B}_{2n}$  ( $n = 0\text{--}\infty$ ) [5]. В работе [6] представлены магнитные свойства спеченных материалов состава  $(\text{Pr}_{1-x}\text{Dy}_x)_{10-14}(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{\text{ост}}\text{B}_{7-15}$  ( $y \leq 0,34$ ) и их фазовый состав. Величина поля анизотропии  $H_A$  при температуре 293 К в материале  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14-x}\text{Co}_x\text{B}$  уменьшается с 6800 ( $x = 0$  % (атомн.)) до 4800 кА/м при  $x = 13$  % (атомн.), а далее начинает возрастать [7]. Величина  $H_{cl}$  изменяется от 648 (для материала  $\text{Nd}_{15}\text{Fe}_{79}\text{B}_6$ ) до 496 кА/м (для материала  $\text{Nd}_{15}\text{Fe}_{62,5}\text{Co}_{16}\text{Al}_1\text{B}_{5,5}$ ) [8]. Коэрцитивная сила постоянных магнитов системы

$\text{Nd}_{16,5}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{76,5}\text{B}_7$  при температуре 300 К уменьшается с 800 (при  $x = 0$  % (атомн.)) до величины немного меньше 800 кА/м (при  $x = 0,4$  % (атомн.)) [9].

Для постоянных магнитов состава  $(\text{Nd}_{0,88}\text{Dy}_{0,12})_{16}(\text{Fe}_{0,93}\text{Co}_{0,07})_{76,5}\text{B}_{7,5}$ , исследованных при температуре 150 °С, получено значение коэрцитивной силы 418 кА/м, а для состава  $(\text{Nd}_{0,87}\text{Dy}_{0,13})_{15,5}(\text{Fe}_{82}\text{Co}_{0,18})_{74}\text{Al}_3\text{B}_{7,5}$ : 176 кА/м [10].

Следует отметить, что детальных исследований влияния замены неодима на празеодим и легирования кобальтом на фазовый состав и магнитные свойства с измерением их температурных зависимостей в широком диапазоне температур не проводилось. Из рассмотренных ранее научно-технических литературных данных можно заключить, что деградация свойств (в частности, коэрцитивной силы) при легировании кобальтом сплава для изготовления спеченных магнитов системы с редкоземельным металлом неодимом происходит быстрее, чем с редкоземельным металлом празеодимом. Поэтому цель данной работы – исследование спеченных магнитотвердых материалов систем  $\text{Pr-Dy-Fe-Co-B}$  и  $\text{Nd-Dy-Fe-Co-B}$  при больших концентрациях кобальта (до 34 атомн. долей по степени замещения Fe) и определение влияния легких редкоземельных металлов на фазовый состав и магнитные свойства материалов, в том числе на их температурное поведение.

### Материалы и методы

В представленной работе исследованы магнитотвердые материалы следующего состава, % (атомн.):  $(\text{Pr}_{1-x}\text{Dy}_x)_{12-17}(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{\text{ост}}\text{B}_{5-11}$  (где  $x = 0,18-0,58$ ;  $y = 0,15-0,50$ ). Сплавы выплавлены в вакуумной индукционной печи по обычной методике. Слитки дробили до размера <630 мкм в инертной атмосфере (азот). Тонкий помол проводили в центробежно-планетарной мельнице САНД-1 в среде хладона 113 (формула  $\text{C}_2\text{F}_3\text{Cl}_3$  по ГОСТ 23844–79, температура кипения 47,5 °С). Заготовки магнитов в виде призм прессовали в поперечном магнитном поле с коэрцитивной силой 800 кА/м методом влажного прессования, которое применяли, поскольку оно облегчает ориентацию порошка в магнитном поле при прессовании. Спекание проводили в вакуумной печи сопротивления СНВЭ 1.3.1/16ИЗ при температуре 1100–1150 °С в течение 1 ч. Величину ТКИ измеряли в открытой магнитной цепи в области температур 0–100 °С с точностью не менее чем  $\pm 0,005$  %/°С. Кривые размагничивания при комнатной температуре измеряли на установке MAGNET-PHYSIK Dr. Steingroever GmbH. Анализ локального химического состава фаз проводили методом качественного и количественного микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на аппарате SUPERPROB-733 (JСМА-733, фирма Jeol, Япония). Метод заключался в регистрации энергии отраженных электронов, которая зависит от их взаимодействия с поверхностью, и эта энергия различна для фаз разного типа при выполнении измерений в сканирующем электронном микроскопе. Поэтому появляется возможность картирования различных участков образца и выявления фаз, различающихся на изображении глубиной черно-белого контраста. Локальность такого анализа составляла 1 мкм, глубина анализа 1 мкм. Более подробно методика МРСА описана в работах [4–7].

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» ФГУП «ВИАМ».

### Результаты и обсуждение

Зависимость величины объемного содержания основной тетрагональной магнитной фазы 2-14-1 (фаза А) от содержания кобальта в спеченном материале представлена на рис. 1 для магнитов на основе празеодима и неодима. Видно, что с увеличением концентрации кобальта в магнитах на основе празеодима до  $y \approx 0,9$  атомн. долей содержание основной магнитной фазы А уменьшается с 90 до 70 % (объемн.). У магнитов

на основе неодима это снижение происходит значительно быстрее. При содержании кобальта 0,45 атомн. долей количество фазы А становится равным 0 (рис. 1).

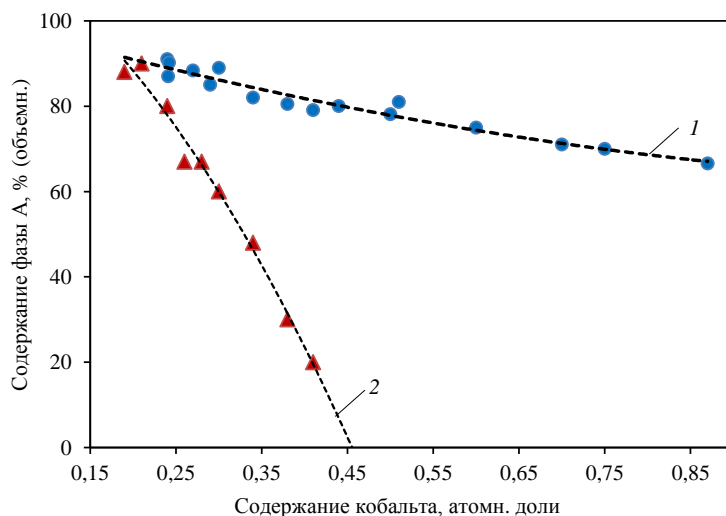


Рис. 1. Зависимость содержания основной магнитной фазы А в спеченных материалах составов  $(Pr_{1-x}Dy_x)_{12-17}(Fe_{1-y}Co_y)_{ост}B_{5-11}$  (1;  $x = 0,18-0,58$ ) и  $(Nd_{1-x}Dy_x)_{15}(Fe_{1-y}Co_y)_{77}B_8$  (2;  $x = 0,50-0,30$ )

Результаты МРСА для некоторых спеченных материалов представлены в табл. 1.

Таблица 1

**Фазовый состав спеченных материалов системы Pr–Dy–Fe–Co–B**

Условный номер образца	Состав спеченного материала, атомн. доли	Фаза	Состав фаз, атомн. доли
1	$(Pr_{0,82}Dy_{0,18})_{12}(Fe_{0,85}Co_{0,15})_{80}B_8$	A R <sub>3</sub> F	$(Pr_{0,80}Dy_{0,20})_2(Fe_{0,88}Co_{0,12})_{14}B$ $Pr_3(Fe_{0,18}Co_{0,82})$
2	$(Pr_{0,53}Dy_{0,47})_{13}(Fe_{0,80}Co_{0,20})_{79}B_8$	A RF <sub>2</sub> R <sub>3</sub> F RF <sub>3</sub>	$(Pr_{0,38}Dy_{0,62})_2(Fe_{0,83}Co_{0,17})_{14}B$ $(Pr_{0,71}Dy_{0,29})(Fe_{0,49}Co_{0,51})_2$ $Pr_3(Fe_{0,20}Co_{0,80})$ $(Pr_{0,58}Dy_{0,42})(Fe_{0,82}Co_{0,18})_3$
3	$(Pr_{0,53}Dy_{0,47})_{12}(Fe_{0,7}Co_{0,23})_{80}B_8$	A RF <sub>3</sub> R <sub>3</sub> F R <sub>4</sub> F <sub>3</sub>	$(Pr_{0,48}Dy_{0,52})_2(Fe_{0,79}Co_{0,21})_{14}B$ $(Pr_{0,75}Dy_{0,25})(Fe_{0,68}Co_{0,32})_3$ $(Pr_{0,70}Dy_{0,30})_3(Fe_{0,64}Co_{0,36})$ $(Pr_{0,98}Dy_{0,02})_4(Fe_{0,39}Co_{0,61})_3$
4	$(Pr_{0,65}Dy_{0,35})_{13}(Fe_{0,76}Co_{0,24})_{79}B_8$	A RF <sub>2</sub> B <sub>2</sub>	$(Pr_{0,52}Dy_{0,48})_2(Fe_{0,78}Co_{0,22})_{14}B$ $(Pr_{0,90}Dy_{0,10})_1(Fe_{0,43}Co_{0,57})_2B_2$
5	$(Pr_{0,42}Dy_{0,58})_{13}(Fe_{0,76}Co_{0,24})_{79}B_8$	A RF <sub>2</sub> B <sub>2</sub>	$(Pr_{0,31}Dy_{0,69})_2(Fe_{0,79}Co_{0,21})_{14}B$ $(Pr_{0,73}Dy_{0,27})_1(Fe_{0,48}Co_{0,52})_2B_2$
6	$(Pr_{0,53}Dy_{0,47})_{13}(Fe_{0,76}Co_{0,24})_{76}B_{11}$	A RF <sub>3</sub> RF <sub>2</sub>	$(Pr_{0,45}Dy_{0,55})_2(Fe_{0,78}Co_{0,22})_{14}B$ $(Pr_{0,42}Dy_{0,58})(Fe_{0,54}Co_{0,46})_3$ $(Pr_{0,74}Dy_{0,26})(Fe_{0,44}Co_{0,56})_2$
7	$(Pr_{0,53}Dy_{0,47})_{13}(Fe_{0,73}Co_{0,27})_{79}B_8$	A RF <sub>4</sub> B RF <sub>2</sub> B <sub>2</sub>	$(Pr_{0,38}Dy_{0,62})_2(Fe_{0,77}Co_{0,23})_{14}B$ $(Pr_{0,37}Dy_{0,63})(Fe_{0,56}Co_{0,44})_4B$ $(Pr_{0,79}Dy_{0,21})(Fe_{0,45}Co_{0,55})_2B_2$
8	$(Pr_{0,50}Dy_{0,50})_{17}(Fe_{0,71}Co_{0,29})_{78}B_5$	A RF <sub>3</sub>	$(Pr_{0,28}Dy_{0,72})_2(Fe_{0,73}Co_{0,27})_{14}B$ $(Pr_{0,35}Dy_{0,65})(Fe_{0,56}Co_{0,44})_3$
9	$(Pr_{0,53}Dy_{0,47})_{13}(Fe_{0,70}Co_{0,30})_{79}B_8$	A RF <sub>3</sub> RF <sub>2</sub>	$(Pr_{0,43}Dy_{0,57})_2(Fe_{0,72}Co_{0,28})_{14}B$ $(Pr_{0,46}Dy_{0,54})(Fe_{0,53}Co_{0,47})_3$ $(Pr_{0,82}Dy_{0,18})(Fe_{0,41}Co_{0,59})_2$
10	$(Pr_{0,53}Dy_{0,47})_{13}(Fe_{0,66}Co_{0,34})_{79}B_8$	A RF <sub>3</sub> RF <sub>2</sub>	$(Pr_{0,43}Dy_{0,57})_2(Fe_{0,70}Co_{0,30})_{14}B$ $(Pr_{0,39}Dy_{0,61})(Fe_{0,53}Co_{0,47})_3$ $(Pr_{0,85}Dy_{0,15})(Fe_{0,41}Co_{0,59})_2$

Примечание. А – основная магнитная фаза 2-14-1; R – сумма содержания празеодима и диспрозия в фазе; F – сумма содержания железа и кобальта в фазе.

Видно, что у всех спеченных материалов содержание кобальта остается постоянным – на уровне ~20 атомн. долей, за исключением материалов образцов 1 и 8–10. У образца с минимальным содержанием кобальта присутствует только фаза  $R_3F$  размером ~3 мкм в виде единичных включений (здесь и далее  $R$  обозначает сумму редкоземельных металлов, а  $F$  – сумму  $Fe + Co$ ). Кроме того, присутствуют оксиды, обогащенные редкоземельными металлами (отметим, что такие оксиды присутствуют в незначительном количестве у всех материалов). Отсутствуют выраженные границы между зернами фазы  $A$ , а сами зерна имеют размер 30 мкм и более. Увеличение количества кобальта до 0,20–0,24 атомн. долей приводит к появлению фаз  $RF_2$ ,  $RF_3$  и  $R_3F$ . У спеченного материала образца 2 фазы  $RF_2$  и  $RF_3$  присутствуют в виде отдельных включений с размером порядка 10–15 мкм, а фаза  $R_3F$  достаточно равномерно распределена в промежутках между зернами основной магнитной фазы  $A$ . Увеличение содержания кобальта до 0,24 атомн. долей в материале приводит к появлению фазы  $RF_2B_2$  (образцы 4 и 5 в табл. 1) как при уменьшении, так и при увеличении содержания диспрозия. При этом фазы  $RF_2$  и  $RF_3$  не обнаружены. Размер включений фазы  $RF_2B_2$  составляет в среднем 7 мкм. Следует отметить, что соединение  $RF_2B_2$  имеет тетрагональную кристаллическую структуру с параметрами ячейки:  $a = 0,3616$  нм,  $c = 1,0215$  нм – для  $LaCo_2B_2$ ;  $a = 0,3561$  нм,  $c = 0,9358$  нм – для  $YCo_2B_2$  (на элементарную ячейку приходится две формульные единицы) [11]. Плотность увеличивается при переходе в ряду от лантана к диспрозию – с 6880 (для лантана) до 8500  $кг/м^3$  (для диспрозия); параметр  $a$  уменьшается с 0,3616 (для лантана) до 0,3546 нм (для диспрозия), а параметр  $c$  – с 1,0215 (для лантана) до 0,9354 нм (для диспрозия) [11]. Данные соединения являются антиферромагнетиками, однако их температура перехода в парамагнитное состояние (температура Нееля) значительно ниже комнатной температуры. Так, для соединения  $TbCo_2B_2$  она составляет всего 19 К [12]. Следовательно, эти соединения не могут служить зародышами образования доменов обратной намагниченности в области комнатной температуры, поскольку выше температуры Нееля данное соединение не имеет упорядоченного магнитного состояния. При перемагничивании, т. е. при появлении намагниченности, антипараллельной исходной, возникают зародыши перемагничивания области обратной намагниченности, часто называемые зародышами перемагничивания. Зародыши перемагничивания могут возникать как при уменьшении магнитного поля, так и при изменении направления поля. Критическую величину магнитного поля, при которой возникают зародыши перемагничивания, называют полем зародышеобразования в объеме магнитного материала. В намагниченных до насыщения ферромагнетиках, исходно имеющих многодоменную магнитную структуру, перемагничивание начинается с образования областей с обратной намагниченностью (зародышей перемагничивания). Следует отметить, что на образцах с повышенным содержанием бора (образец 6 в табл. 1) борсодержащие фазы не обнаружены. Присутствуют отдельные включения фаз  $RF_2$  и  $RF_3$  размером до 10 мкм. Когда содержание кобальта достигает 27 атомн. долей (образец 7 в табл. 1), кроме фазы  $RF_2B_2$  появляются единичные включения фазы  $RF_4B$  размером ~7 мкм. Включения фазы  $RF_2B_2$  имеют приблизительно тот же размер. С увеличением содержания кобальта до 29 атомн. долей и более борсодержащие фазы не обнаружены (образцы 8–10 в табл. 1), а присутствуют только фазы  $RF_2$  и  $RF_3$ . Фаза  $RF_2$  (фаза Лавенса) имеет кубическую структуру. При этом с увеличением содержания кобальта количество и размер зерен фазы  $RF_3$  растет, а количество (и размер зерен) фазы  $RF_2$  уменьшается. При содержании кобальта 34 атомн. долей (образец 10 в табл. 1) размер зерен фазы  $RF_3$  приблизительно равен размеру зерен основной магнитной фазы  $A$  и составляет порядка 30–40 мкм; размер отдельных включений фазы  $RF_2$  – порядка 5 мкм.

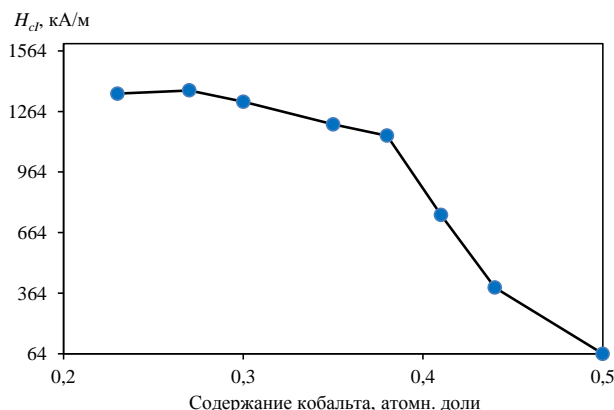


Рис. 2. Зависимость величины коэрцитивной силы спеченного материала состава  $(Pr_{0,52}Dy_{0,48})_{14}(Fe_{1-y}Co_y)_{79}B_7$  от содержания кобальта

На рис. 2 представлена зависимость величины  $H_{cl}$  от содержания кобальта в материале в магнитах на основе празеодима. Видно, что величина  $H_{cl}$  (в зависимости от содержания кобальта) становится равной нулю при содержании кобальта 0,5 атомн. долей. На рис. 3 представлена зависимость величины  $H_{cl}$  от содержания кобальта в магнитах на основе неодима (эти материалы спечены при температуре 1140 °С в течение 1 ч). Вполне естественно, что величина  $H_{cl}$  растет с увеличением содержания диспрозия.

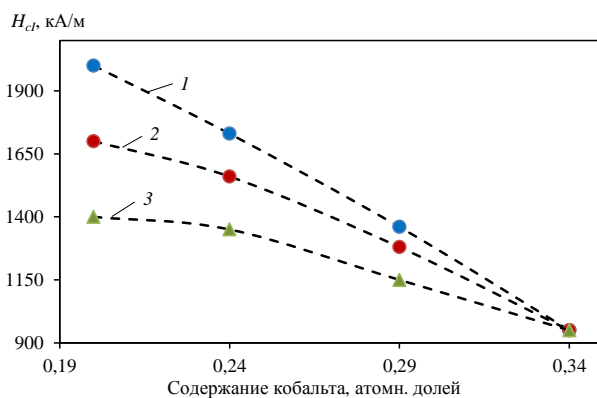


Рис. 3. Зависимость величины коэрцитивной силы спеченных материалов состава  $(Nd_{1-x}Dy_x)_{15}(Fe_{1-y}Co_y)_{77}B_8$  от содержания кобальта при концентрации диспрозия 0,5 (1); 0,4 (2) и 0,3 атомн. долей (3)

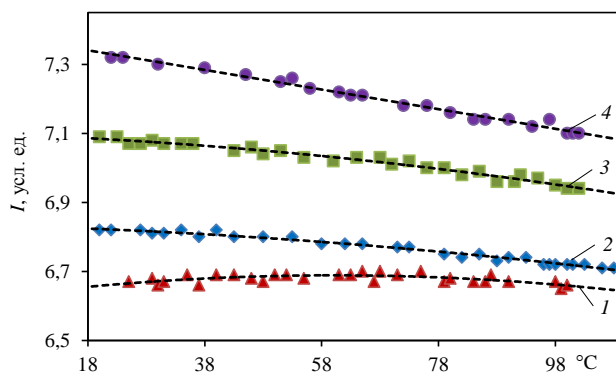


Рис. 4. Температурная зависимость намагниченности ( $I$ ) спеченных материалов составов  $(Nd_{0,88}Dy_{0,12})_{15,50}(Fe_{0,71}Co_{0,29})_{75,03}Al_{1,29}B_{8,18}$  (1);  $(Nd_{0,68}Dy_{0,32})_{15,14}(Fe_{0,71}Co_{0,29})_{75,78}Al_{1,00}B_{8,08}$  (2);  $(Nd_{0,49}Dy_{0,51})_{14,76}(Fe_{0,71}Co_{0,29})_{76,52}Al_{0,77}B_{7,95}$  (3) и  $(Nd_{0,49}Dy_{0,51})_{13,26}(Fe_{0,72}Co_{0,28})_{77,62}Al_{0,34}B_{8,78}$  (4)

Как видно из данных рис. 4, с увеличением содержания диспрозия кривая температурной зависимости намагниченности материалов на основе неодима становится более «пологой», что отражается на величине ТКИ, измеренного в температурном диапазоне от 0 до 100 °С. Результаты представлены в табл. 2.

Таблица 2

**Величина температурного коэффициента индукции (ТКИ) спеченных материалов в диапазоне температур 0–100 °С (кривые температурной зависимости намагниченности представлены на рис. 4)**

Условный номер образца	Состав спеченного материала, атомн. доли	ТКИ (в диапазоне температур 0–100 °С), %/°С
1	(Nd <sub>0,88</sub> Dy <sub>0,12</sub> ) <sub>15,50</sub> (Fe <sub>0,71</sub> Co <sub>0,29</sub> ) <sub>75,03</sub> Al <sub>1,29</sub> B <sub>8,18</sub>	-0,0387
2	(Nd <sub>0,68</sub> Dy <sub>0,32</sub> ) <sub>15,14</sub> (Fe <sub>0,71</sub> Co <sub>0,29</sub> ) <sub>75,78</sub> Al <sub>1,00</sub> B <sub>8,08</sub>	-0,0220
3	(Nd <sub>0,49</sub> Dy <sub>0,51</sub> ) <sub>14,76</sub> (Fe <sub>0,71</sub> Co <sub>0,29</sub> ) <sub>76,52</sub> Al <sub>0,77</sub> B <sub>7,95</sub>	-0,0165
4	(Nd <sub>0,49</sub> Dy <sub>0,51</sub> ) <sub>13,26</sub> (Fe <sub>0,72</sub> Co <sub>0,28</sub> ) <sub>77,62</sub> Al <sub>0,34</sub> B <sub>8,78</sub>	+0,0058

Следует отметить, что при этом содержание кобальта в материале остается практически постоянным. Аналогичный результат влияния тяжелых редкоземельных металлов (без изменения концентрации кобальта) на величину ТКИ отмечен в работах [13–17].

### Заключения

Как видно из данных рис. 1, объемное содержание фазы А в магнитах на основе празеодима уменьшается значительно медленнее, чем в магнитах на основе неодима. По-видимому, это связано с тем, что скорость диффузии в сплавах на основе празеодима меньше, чем в сплавах на основе неодима при одинаковых условиях [18]. Этот результат может быть объяснен на основе данных, представленных в табл. 1. Действительно, с увеличением содержания кобальта в материале его концентрация в основной магнитной фазе А монотонно возрастает, что вызывает падение поля анизотропии этой фазы и, соответственно, величины  $H_{cl}$  [15–18]. Однако при содержании кобальта 0,29 атомн. долей и более возрастает содержание диспрозия в фазе А, что не приводит к увеличению параметра  $H_{cl}$ , который продолжает уменьшаться (рис. 2). Безусловно, дополнительным фактором, уменьшающим величину  $H_{cl}$ , является увеличение размера зерен и объемного содержания фазы RF<sub>3</sub> в материале при высоких значениях содержания Со. Известно, что соединения типа RF<sub>3</sub> при достаточно высоком значении намагниченности насыщения имеют низкие значения параметра  $H_{cl}$  при комнатной температуре и, следовательно, не могут быть зародышами образования доменов обратной намагниченности [19]. Данные, представленные на рис. 2, объясняют и этот результат. Известно, что величина ТКИ соединений (Nd, Dy)<sub>2</sub>(Fe, Co)<sub>14</sub>В достаточно резко снижается в зависимости от уменьшения концентрации диспрозия [20], поэтому естественно, что и для соединений (Pr, Dy)<sub>2</sub>(Fe, Co)<sub>14</sub>В в области максимума концентрации диспрозия будет наблюдаться минимум (по абсолютной величине ТКИ).

Таким образом, можно сделать следующие выводы:

- в спеченных материалах состава (Pr<sub>1-x</sub>Dy<sub>x</sub>)<sub>12-17</sub>(Fe<sub>1-y</sub>Co<sub>y</sub>)<sub>oct</sub>B<sub>5-8</sub> ( $x = 0,18-0,58$ ;  $y = 0,15-0,50$ ) величина  $H_{cl}$  становится равной нулю, когда  $y = 0,50$ . Данный эффект объясняется изменением фазового состава материала;
- содержание основной магнитной фазы в магнитах на основе празеодима значительно больше, чем в магнитах на основе неодима. Причина этого не установлена, но, по-видимому, это связано с меньшей скоростью диффузии в материалах на основе празеодима;

– фазовый состав материала находится в диапазоне концентраций кобальта от 0,18 до 0,34 атомн. долей. Показано, что в области концентраций  $y = 0,24$  присутствует в основном борсодержащая фаза  $\text{RF}_2\text{B}_2$ . Дальнейшее увеличение содержания кобальта в материале приводит к исчезновению этой фазы и увеличению количества фазы  $\text{RF}_3$ .

#### Список источников

1. Rodewald W., Katter M., Uestuener K. Top Nd–Fe–B magnets: >56 MGOe, energy density, 9,8 kOe Coercitivity // IEEE Transactions on Magnetics. 2002. Vol. 38. P. 2955–2957.
2. Мартыненко Ю.Г. Тенденции развития современной гироскопии // Соросовский образовательный журнал. 1997. № 11. С. 120–127.
3. Топильская С.В., Бородулин Д.С., Корнюхин А.В. Экспериментальная оценка допустимых механических воздействий на динамически настраиваемый гироскоп // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Приборостроение. 2018. № 4. С. 69–79. DOI: 10.18698/0236-3933-2018-4-69-79.
4. Пешехонов В.Г. Перспективы развития гироскопии // Гироскопия и навигация. 2020. Т. 28. № 2. С. 3–10. DOI: 10.1785/0869-7035-0028.
5. Моргунов Р.Б., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Королев Д.В. Температурная стабильность редкоземельных магнитов, поддерживаемая с помощью магнитокалорического эффекта // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 1 (54). С. 88–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-88-94.
6. Пискорский В.П., Валеев Р.А., Королев Д.В., Моргунов Р.Б., Резчикова И.И. Влияние легирования тербием и гадолинием на термостабильность и магнитные свойства спеченных материалов Pr–Tb–Gd–Fe–Co–B // Труды ВИАМ. 2019. № 7 (79). Ст. 07. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 05.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-59-66.
7. Коплак О.В., Куницына Е.И., Валеев Р.А., Королев Д.В., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б. Ферромагнитные микропровода  $\alpha\text{-Fe}/(\text{PrDy})(\text{FeCo})\text{B}$  для микроманипуляторов и полимерных композитов // Труды ВИАМ. 2019. № 11 (83). Ст. 07. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 05.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-60-67.
8. Моргунов Р.Б., Коплак О.В., Таланцев А.Д., Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А. Феноменология петель магнитного гистерезиса в многослойных микропроводах  $\alpha\text{-Fe}/\text{DyPrFeCoB}$  // Труды ВИАМ. 2019. № 7 (79). Ст. 08. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 05.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-67-75.
9. Haavisto M., Tuominen S., Santa-Nokki T. et al. Magnetic behavior of sintered NdFeB magnets on a long-term timescale // Advances in Materials Science and Engineering. 2014. Art. ID 760584. DOI: 10.1155/2014/760584.
10. Wang Y., Yu B., Feng M. et al. Magnetic properties of Nd–Fe–Co–B permanent magnetic alloys // Journal of Applied Physics. 1987. Vol. 61. P. 3448–3450.
11. Bolzoni F., Leccabue F., Moze O. et al. 3d and 4f magnetism in  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14-x}\text{Co}_x\text{B}$  and  $\text{Y}_2\text{Fe}_{14-x}\text{Co}_x\text{B}$  compounds // Journal of Applied Physics. 1987. Vol. 61. No. 12. P. 5369–5373.
12. Niihara K., Shishido T., Yajima S. The crystal data of ternary rare earth borides  $\text{RCO}_2\text{B}_2$  // Bulletin of the chemical society of Japan. 1973. Vol. 46. P. 1137–1140.
13. Белов К.П., Никитин С.А., Савицкий Е.М. и др. Магнитные и магнитострикционные свойства интерметаллических соединений редкоземельных металлов с железом типа  $\text{RFe}_2$  и  $\text{RFe}_3$  // Редкоземельные металлы, сплавы и соединения. М.: Наука, 1973. С. 89–91.
14. Herbst J.F.  $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  materials: intrinsic properties and technological properties and technological aspects // Reviews of Modern Physics. 1991. Vol. 63. No. 4. P. 819–898.
15. Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Назарова Н.В. Влияние диспрозия и кобальта на температурную зависимость намагниченности и фазовый состав материала системы Nd–Dy–Fe–Co–B // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 4. С. 3–10.
16. Bala H., Szymura S., Sergeev V.V. et al. Properties of terbium-doped (Nd, Dy)–(Fe, Co)–B sintered magnets // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1992. Vol. 103. P. 58–64.

17. Дерягин А.В. Редкоземельные магнитомягкие материалы // Успехи физических наук. 1976. Т. 120. Вып. 3. С. 393–437.
18. Szytula A. Magnetic properties of the  $RT_2X_2$ ,  $RTX_2$  and  $RTX$  compounds in high magnetic field // Acta Physica Polonica A. 1994. Vol. 85. No. 2. P. 293–296.
19. Faria R.N., Davies B.E., 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.
20. Bolzoni F., Coey J.M., Gavigan J. et al. Magnetic properties of  $Pr_2(Fe_{1-x}Co_x)_{14}B$  compounds // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1987. Vol. 65. P. 123–127.

### References

1. Rodewald W., Katter M., Uestuener K. Top Nd–Fe–B magnets: >56 MGOe, energy density, 9,8 kOe Coercitivity. IEEE Transactions on Magnetics, 2002, vol. 38, pp. 2955–2957.
2. Martynenko Yu.G. Trends in the development of modern gyroscopy. *Sorosovskiy obrazovatelnyy zhurnal*, 1997, no. 11, pp. 120–127.
3. Topilskaya S.V., Borodulin D.S., Korniyukhin A.V. Experimental evaluation of allowable mechanical impacts on a dynamically adjustable gyroscope. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Ser.: Priborostroyeniye*, 2018, no. 4, pp. 69–79. DOI: 10.18698/0236-3933-2018-4-69-79.
4. Peshekhonov V.G. Prospects for the development of gyroscopy. *Giroskopiya i navigatsiya*, 2020, vol. 28, no. 2, pp. 3–10. DOI: 10.1785/0869-7035-0028.
5. Morgunov R.B., Piskorskiy V.P., Valeev R.A., Korolev D.V. The thermal stability of rare-earth magnets supported by means of the magnetocaloric effect. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 88–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-88-94.
6. Piskorskiy V.P., Valeev R.A., Korolev D.V., Morgunov R.B., Rezchikova I.I. Terbium and gadolinium dopin g influence on thermal stability and magnetic properties of sintered magnets Pr–Tb–Gd–Fe–Co–B. *Trudy VIAM*, 2019, no. 7 (79), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 5, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-59-66.
7. Koplak O.V., Kunitsyna E.I., Valeev R.A., Korolev D.V., Piskorskii V.P., Morgunov R.B. Ferromagnetic microwires  $\alpha$ -Fe/(PrDy)(FeCo)B for micromanipulators and polymer composites. *Trudy VIAM*, 2019, no. 11 (83), paper no. 7. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 5, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-60-67.
8. Morgunov R.B., Koplak O.V., Talantsev A.D., Korolev D.V., Piskorskij V.P., Valeev R.A. The phenomenology of the magnetic hysteresis loops in multilayer microwires  $\alpha$ -Fe/DyPrFeCoB. *Trudy VIAM*, 2019, no. 7 (79), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 5, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-67-75.
9. Haavisto M., Tuominen S., Santa-Nokki T. et al. Magnetic behavior of sintered NdFeB magnets on a long-term timescale. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2014, art. ID 760584. DOI: 10.1155/2014/760584.
10. Wang Y., Yu B., Feng M. et al. Magnetic properties of Nd–Fe–Co–B permanent magnetic alloys. *Journal of Applied Physics*, 1987, vol. 61, pp. 3448–3450.
11. Bolzoni F., Leccabue F., Moze O. et al. 3d and 4f magnetism in  $Nd_2Fe_{14-x}Co_xB$  and  $Y_2Fe_{14-x}Co_xB$  compounds. *Journal of Applied Physics*, 1987, vol. 61, no. 12, pp. 5369–5373.
12. Niihara K., Shishido T., Yajima S. The crystal data of ternary rare earth borides  $RCO_2B_2$ . *Bulletin of the chemical society of Japan*, 1973, vol. 46, pp. 1137–1140.
13. Belov K.P., Nikitin S.A., Savitsky E.M. Magnetic and Magnetostrictive Properties of Intermetallic Compounds of Rare Earth Metals with Iron Type  $RFe_2$  and  $RFe_3$ . *Rare Earth Metals, Alloys and Compounds*. Moscow: Nauka, 1973, pp. 89–91.
14. Herbst J.F.  $R_2Fe_{14}B$  materials: intrinsic properties and technological properties and technological aspects. *Reviews of Modern Physics*, 1991, vol. 63, no. 4, pp. 819–898.
15. Kablov E.N., Petrakov A.F., Piskorskiy V.P., Valeev R.A., Nazarova N.V. Influence of dysprosium and cobalt on the temperature dependence of magnetization and phase composition of the material of the Nd–Dy–Fe–Co–B system. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2007, no. 4, pp. 3–10.

16. Bala H., Szymura S., Sergeev V.V. et al. Properties of terbium-doped (Nd, Dy)–(Fe, Co)–B sintered magnets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1992, vol. 103, pp. 58–64.
17. Deryagin A.V. Rare-earth magnetically hard materials. *Uspekhi fizicheskikh nauk*, 1976, vol. 120, is. 3, pp. 393–437.
18. Szytula A. Magnetic properties of the  $RT_2X_2$ ,  $RTX_2$  and  $RTX$  compounds in high magnetic field. *Acta Physica Polonica A*, 1994, vol. 85, no. 2, pp. 293–296.
19. Faria R.N., Davies B.E., 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, pp. 223–228.
20. Bolzoni F., Coey J.M., Gavigan J. et al. Magnetic properties of  $Pr_2(Fe_{1-x}Co_x)_{14}B$  compounds. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1987, vol. 65, pp. 123–127.

#### Информация об авторах

**Валеев Руслан Анверович**, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Королев Дмитрий Викторович**, старший научный сотрудник, д.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Моргунов Роман Борисович**, ведущий научный сотрудник, д.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Пискорский Вадим Петрович**, заместитель начальника лаборатории по науке, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

#### Information about the authors

**Ruslan A. Valeev**, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Dmitry V. Korolev**, Senior Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Roman B. Morgunov**, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Vadim P. Piskorsky**, Deputy Head of Laboratory, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 06.07.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 05.08.2022.  
The article was submitted 06.07.2022; approved and accepted for publication after reviewing 05.08.2022.