

УДК 621.318.2

Д.В. Королев<sup>1</sup>, Ю.В. Столянков<sup>1</sup>, В.П. Пискорский<sup>1</sup>, Р.А. Валеев<sup>1</sup>,  
М.В. Бахметьев<sup>2</sup>, Е.В. Дворецкая<sup>2</sup>, О.В. Коплак<sup>2</sup>, Р.Б. Моргунов<sup>2</sup>

## МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И ПОЛОСОВЫЕ ДОМЕНЫ В МИКРОПОЛОСКАХ PrDyFeCoB

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-86-93

*Исследованы магнитные свойства микрополосок PrDyFeCoB, полученных методом спиннингования. Установлены фазы 2-14-1, 1-4-1, 1-2 и  $\alpha$ -FeCo, присутствующие в образцах. Разложение петли гистерезиса на две составляющие показывает, что коэрцитивная сила фазы  $\alpha$ -FeCo (500–700 Э) определяет ширину петли гистерезиса вблизи нулевого поля, в то же время коэрцитивная сила фазы 2-14-1 (10 кЭ) отвечает боковым петлям гистерезиса. Намагниченность насыщения повышается на 25 % при увеличении скорости вращения диска в 3 раза и соответствующем росте скорости охлаждения. Это связано с ростом доли магнитомягкой фазы  $\alpha$ -FeCo и увеличением доли аморфной фазы при уменьшении доли основной магнитной фазы 2-14-1. Полосовые домены и их эволюция при намагничивании выявлены с помощью магнитооптической микроскопии Керра.*

**Ключевые слова:** микрополоски, магнитная доменная структура, полосовые домены, редкоземельные микромагниты, тонкие пленки, магнитный гистерезис.

D.V. Korolev<sup>1</sup>, Yu.V. Stolyankov<sup>1</sup>, V.P. Piskorsky<sup>1</sup>, R.A. Valeev<sup>1</sup>,  
M.V. Bahmetiev<sup>2</sup>, E.V. Dvoretzkaya<sup>2</sup>, O.V. Koplak<sup>2</sup>, R.B. Morgunov<sup>2</sup>

## MAGNETIC PROPERTIES AND MAGNETIC STRIP DOMAINS IN MICRO STRIPES PrDyFeCoB

*The article provides the analysis of PrDyFeCoB magnetic microstripes prepared by extracting material from a melt on a rotating cooling disk. The phases 2-14-1, 1-4-1 and 1-2,  $\alpha$ -FeCo were verified in the samples. The division of a hysteresis loop into two strands shows that the coercive field of the  $\alpha$ -FeCo phase (500–700 Oe) determines the width of the hysteresis loop near the zero field, while the coercive field of the 2-14-1 phase (10 kOe) corresponds to lateral hysteresis loops. The saturation magnetization increases by 25% with an increase in the disk rotation speed by 3 times together with correspondent acceleration of the cooling rate. This is due to the increase in the proportion of the soft magnetic phase  $\alpha$ -FeCo and the increase in the proportion of the amorphous phase with a decrease in the proportion of the main magnetic phase 2-14-1. Strip domains and their dynamics during magnetization were detected using Kerr magneto-optical microscopy.*

**Keywords:** ferromagnetic stripes, magnetic domain structure, strip domains, rare earth micromagnets, thin films, magnetic hysteresis.

---

<sup>1</sup>Федеральное 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

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем химической физики Российской академии наук [Federal State Budgetary Institution of Science Institute of Problems of Chemical Physics of Russian Academy of Sciences]; e-mail: office@icp.ac.ru

## Введение

Интерес к технологиям создания микромагнитов обусловлен наличием широкого спектра производственных требований к миниатюрным устройствам: микродвигателям, микропинцетам, микророботам и др. [1–5]. Все эти устройства (как и в макромире) требуют предсказуемых надежных магнитов, обладающих высокой магнитной энергией, остаточным магнитным моментом и временной стабильностью. Неслучайно лучшие постоянные магниты семейства RE–TM–B получают новое воплощение в виде микромагнитов – тел микроскопического масштаба и заданной формы, создающих магнитное поле или его градиент заданной величины. Задача использования широко известных магнитов в микроскопических масштабах нетривиальна, поскольку немасштабируема. Уменьшение размера магнитов приводит к следующим существенным изменениям, не позволяющим приравнять микромагниты к макроскопическим магнитам:

– Размеры доменов  $\sim(1-10)$  мкм, которые в макроскопическом магните определяются величиной магнитной анизотропии и обменного взаимодействия, приближаются к типичным размерам диаметров микропроводов, что существенно изменяет задачу оптимизации магнитостатической энергии и приводит к иным устойчивым состояниям микромагнитов.

– Существенное значение в микромагнитах имеют поверхностные явления, связанные с изменением механических напряжений и магнитоупругой анизотропии, явления, связанные с неоднородностью химического и фазового состава, обусловленные значительным температурным градиентом в процессе получения микромагнитов.

– Возникают механические, магнитные и структурные дефекты, которые не усредняются в масштабах микромагнита, а способны существенно менять его свойства в целом.

– Микронные (субмиллиметровые ( $\sim 100$  мкм)) размеры микромагнитов соответствуют террагерцевому диапазону электромагнитных волн, так что именно микромагниты и их упорядоченные массивы являются основой для мезоматериалов в этой области излучения.

– Микронные размеры магнитов позволяют находить новые подходы в медицине, где размеры живых клеток сопоставимы с типичными размерами диаметров микропроводов. Это обстоятельство является преимуществом микромагнитов, поскольку они могут быть использованы для развития новых типов магнитоупорядоченных твердых тел и приборов на их основе.

– В микромагнитах, получаемых в режиме сверхвысокой скорости охлаждения, возникают необычные структурные и магнитные фазы и их комбинации, а также создается значительная доля аморфной фазы с уникальными свойствами, возникающими потому, что локальная магнитная анизотропия превышает обменное взаимодействие, делая спиновые стекла в микромагнитных объектах интересными с точки зрения фундаментальных исследований. Уменьшенное время диффузии и теплопроводности в твердых телах микроскопических размеров приводит к тому, что в них легко создать устойчивые метастабильные магнитные фазы, которые невыгодны и не существуют в макроскопических магнитах.

В работах [6, 7], а также в работах зарубежных авторов [8–10] получены новые типы микромагнитов на основе сплава RE–TM–B в виде микропроводов с различными фазовыми составами. Эти микропровода обладают следующими преимуществами:

– на порядок большей величиной магнитострикции ( $\sim(500-1000)$  ppm) [11, 12] по сравнению с микропроводами на основе магнитомягких сплавов [13–16];

– на порядок более высокой магнитной анизотропией, обеспечивающей в свою очередь высокую остаточную намагниченность и поле рассеяния, создаваемое микромагнитами;

– значительной (до 80 %) долей аморфной фазы, которая с помощью термообработки в магнитном поле может быть впоследствии закристаллизована в заданной топологии с предсказуемым распределением легких и трудных осей намагничивания;

– аморфной фазой сплава RE–TM–B на поверхности микромагнита, которая является его естественным протектором, будучи химически стабильной и механически прочной оболочкой для него.

В данной работе в дополнение к исследованиям микропроводов исследовали также микрополоски сплава PrDyFeCoB, полученные экстракцией из расплава на вращающемся охлаждаемом диске. В таких микроструктурах, промежуточных между микропроводами и магнитными пленками, ожидается более равномерное распределение химических элементов и фазового состава, а также более простая доменная структура по сравнению с микропроводами при сохранении в них всех перечисленных ранее преимуществ микромагнитов.

Цель работы заключалась в установлении фазового состава, наблюдении его вариаций и вариаций магнитных свойств при изменении скорости охлаждения расплава, а также в наблюдении доменной структуры и установлении способов перемагничивания микрополосок на основе сплава PrDyFeCoB.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 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») [17, 18].

### Материалы и методы

Исследованы образцы с химическим составом сплава  $(Pr_{1-x}Dy_x)_{12,7}(Fe_{1-y}Co_y)_{0,1}B_{10,1}$  (где  $x = 0,5$ ;  $y = 0,5$ ) в виде микрополосок размером  $1 \times 0,1 \times 0,01$  мм. Выплавку сплава проводили в вакуумной индукционной печи с использованием чистых шихтовых материалов. Затем методом спиннингования получали образцы быстрозакаленных микрополосок. Расплав подавали на быстровращающийся медный диск-охладитель через отверстие в кварцевом тигле под давлением 1,25 ат (~0,125 МПа). При этом линейную скорость вращения диска-охладителя варьировали в пределах 18–55 м/с. Рентгеноструктурный анализ проводили на измельченных в порошок образцах на рентгеновском дифрактометре в монокроматическом  $Cu K_\alpha$ -излучении в геометрии Брэгга–Брентано. Расшифровку дифрактограмм выполняли с помощью специализированной программы HighScore и структурной базы данных PDF-2. Рентгеновскую съемку проводили в диапазоне углов  $2\theta = 20$ –100 градусов.

Магнитные свойства быстрозакаленных образцов исследовали на отдельных микрополосках в SQUID-магнетометре MPMS XL Quantum design при температуре 300 К. Магнитооптические измерения проведены при температуре 290 К с помощью микроскопа NEOARK Neomagnesia Lite BH-753 на основе эффекта Керра в конфигурации продольного магнитооптического эффекта с магнитным полем до 1 кЭ, направленным в плоскости микрополоски вдоль ее длинной стороны.

### Результаты и обсуждение

В спектре рентгеновской дифракции образца, полученного охлаждением на диске, вращающемся с линейной скоростью 18 м/с, обнаружены уширенные пики, которые принадлежали тетрагональной магнитоупругой фазе 2-14-1 ( $R3M_2$ – $PM_{14}$ –B, где R3M – редкоземельный металл(ы), PM – переходный металл(ы), B – бор), слабомагнитным фазам 1-4-1 ( $R3M$ – $PM_4$ –B) и 1-2 ( $R3M$ – $PM_2$ ) с низкими температурами Кюри, а также

включениям  $\alpha$ -FeCo (рис. 1). Уширенные пики свидетельствуют о том, что фазы находятся в мелкодисперсном состоянии в виде частиц с размерами, близкими к размеру предела однодоменности. Аморфной фазы не наблюдалось, так как отсутствовало соответствующее гало. Обычно размеры кристаллитов составляют 1–2 мкм. Эта величина, как правило, больше размера однодоменности, который составляет 300 нм в сплаве системы Nd–Fe–B.

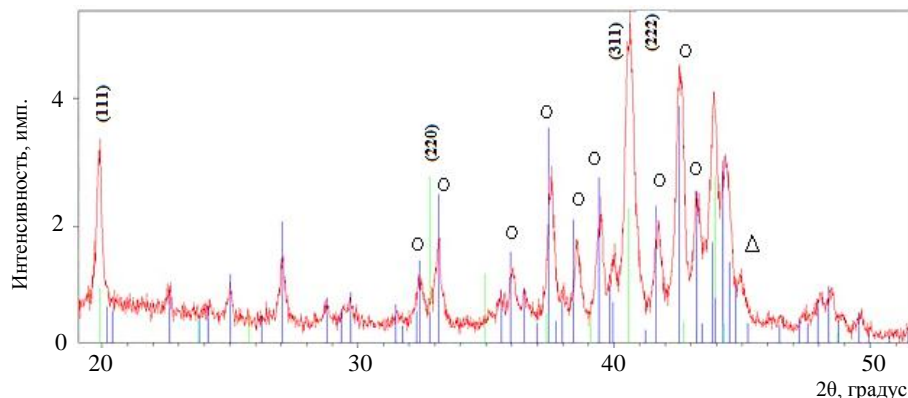


Рис. 1. Спектр рентгеновской дифракции микрополоски, полученной при охлаждении со скоростью вращения диска 18 м/с (○ – рефлексы жесткой магнитной фазы 2-14-1, Δ – линия включения  $\alpha$ -Fe, кристаллографические индексы указаны для рефлексов фазы Лавеса 1-2, остальные пики относятся к фазе 1-4-1)

Петли гистерезиса для образцов, полученных при скоростях вращения диска 18, 23, 45 и 55 м/с, показаны на рис. 2, *а*. Видно систематическое увеличение намагниченности насыщения  $M_s$  с ростом скорости охлаждения (рис. 2, *б*). Отметим, что скорость охлаждения не измерялась и была неизвестна, хотя из общих представлений следует, что она увеличивается с ростом скорости вращения диска и достигает величины  $10^6$  К/мин.

Для сплавов системы Nd–Fe–B известно, что при протекании равновесной кристаллизации в первую очередь из расплава кристаллизуется фаза  $\alpha$ -Fe. Далее происходит взаимодействие данной фазы с жидким расплавом, и по перитектической реакции образуется основная магнитная фаза 2-14-1. При дальнейшем охлаждении расплава протекает еще ряд перитектических и эвтектических реакций с образованием основной магнитной фазы 2-14-1 и второстепенных фаз, таких как 1-4-1, 1-4-4, 1-2, 1-3 и т. д. В процессе быстрой закалки расплава (из-за высокого градиента температур) скорость движения фронта затвердевания настолько высока, что химические потенциалы твердого и жидкого состояний вещества не равны, а скорости диффузии, при которой происходит образование дальнедействующего порядка (кристаллической структуры), будет недостаточно. В результате происходит затвердевание расплава в аморфном состоянии. Поскольку в данном эксперименте варьировалась только скорость вращения диска-охлаждителя, а остальные параметры процесса быстрой закалки (такие как диаметр сопла кварцевого тигля, давление аргона в тигле при разливе расплава, масса навески) были одинаковыми, то можно предположить, что с увеличением линейной скорости вращения диска-охлаждителя увеличивается и скорость охлаждения расплава при контакте с диском-охлаждителем в единицу времени.

Различие в скоростях охлаждения отражается на петлях магнитного гистерезиса образцов микрополосок (рис. 2, *а*), которые имеют «перетянутый» вид, что свидетельствует о наличии магнитомягких фаз. Увеличение намагниченности насыщения при

увеличении скорости охлаждения, по-видимому, связано с увеличением содержания фазы  $\alpha$ -FeCo и уменьшением количества основной магнитной фазы за счет роста содержания аморфной фазы в полученных образцах.

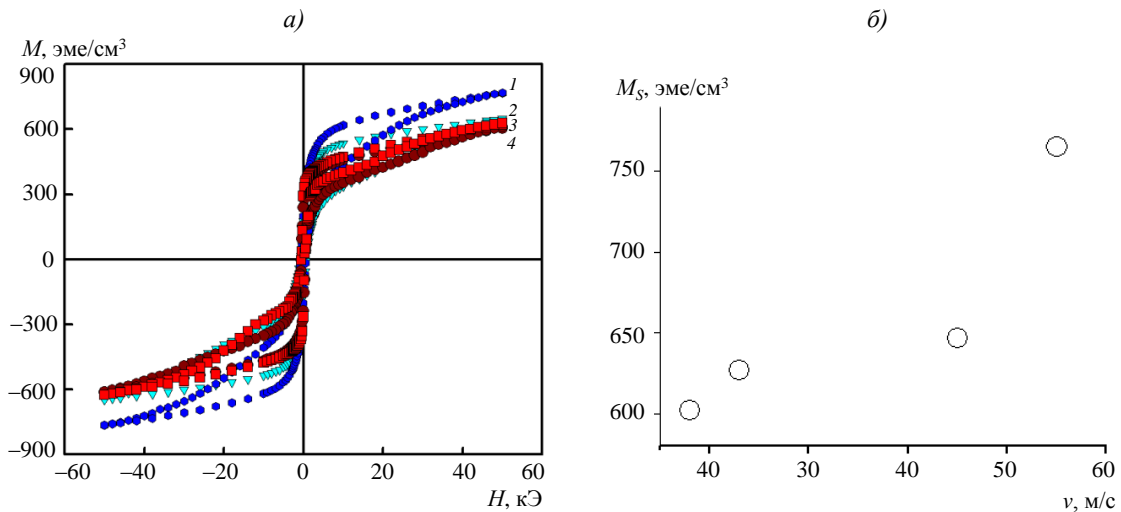


Рис. 2. Петли гистерезиса намагниченности образцов, изготовленных при скоростях вращения охлаждающего диска 18 (1), 23 (2), 45 (3) и 55 (4) м/с (а) и зависимость намагниченности насыщения от скорости вращения охлаждающего диска  $v$  (б)

Температурные зависимости остаточной намагниченности  $M_{\text{rem}}$  образцов, изготовленных при разных скоростях охлаждения  $v$ , показаны на рис. 3. В образце, полученном при  $v = 18$  м/с, остаточная намагниченность почти не зависит от температуры, однако с ростом значений скорости охлаждения наблюдается увеличение крутизны спада остаточной намагниченности с повышением температуры. Причем для микрополосок, полученных при  $v = 23$  м/с, имеет место перелом на температурной зависимости при 20–25 К, который свидетельствует о присутствии фаз, у которых температура Кюри очень низкая. Очевидно, такими фазами могли быть фазы 1-2 и 1-4-1, доля которых существенно зависит от скорости охлаждения расплава. Температура Кюри фазы 2-14-1 (например, соединение  $\text{Dy}_2\text{Fe}_{14}\text{V}$ ) высокая (592 К) и находится выше максимальной температуры – в данных опытах 350 К.

Сплавы системы PrDyFeCoV отличаются от сплавов системы Nd-Fe-V низкой температурной зависимостью магнитных свойств. С учетом того, что по результатам рентгеноструктурного анализа образцов, полученных при скорости охлаждения 18 м/с, аморфная фаза не обнаружена, можно предположить, что количество термостабильной фазы  $(\text{PrDy})_2(\text{FeCo})_{14}\text{V}$  максимально в зависимости от скорости охлаждения, что отражается на температурной зависимости (рис. 3 – экспериментальные точки 1). При увеличении скорости вращения диска-охладителя до 23 м/с соотношение содержания основной магнитной фазы к второстепенным снижается и ход температурной зависимости намагниченности меняется (рис. 3 – экспериментальные точки 2). При температурах до 30 К углы наклона температурных зависимостей остаточной намагниченности образцов, полученных при скоростях вращения диска-охладителя 23, 45 и 55 м/с, практически равны. При температурах  $>30$  К на температурной кривой остаточной намагниченности для микрополоски, полученной при  $v = 23$  м/с, имеется перегиб с меньшим углом наклона. Данное обстоятельство можно связать с магнитными вкладами различных по содержанию образовавшихся фаз (2-14-1,  $\alpha$ -FeCo, 1-4-1) при температурах  $>30$  К и аморфной фазы при  $<30$  К.

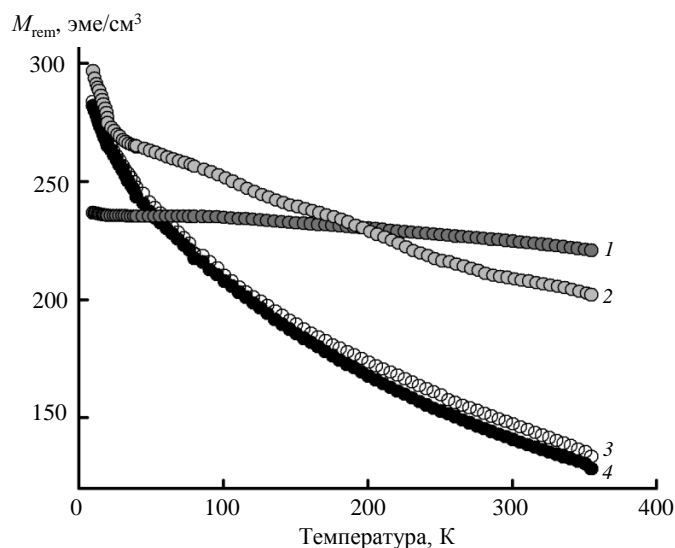


Рис. 3. Температурные зависимости остаточной намагниченности образцов, изготовленных при скоростях вращения охлаждающего диска 18 (1), 23 (2), 45 (3) и 55 м/с (4)

При изменении магнитного поля в диапазоне от  $-1$  до  $1$  кЭ относительная намагниченность  $M/M_{1\text{кЭ}}$ , нормированная на ее значение в поле  $1$  кЭ, измерялась с помощью микроскопа на основе эффекта Керра. Петля магнитного гистерезиса, называемого частичным гистерезисом, представлена на рис. 4. Коэрцитивная сила, соответствующая данной частичной петле, не превышает  $500$  Э и может, например, относиться к магнитомягкой фазе  $\alpha\text{-FeCo}$ , ферромагнитной при комнатной температуре в соответствии с общепринятой методикой разложения петли на составляющие для двухфазных систем [19, 20]. На вставках (рис. 4) представлены изображения поверхности микрополоски, изготовленной при  $v = 18$  м/с, в условиях наблюдения продольного эффекта Керра, т. е. падающий и отраженный линейно поляризованный лучи света лежат вне плоскости пленки, а намагниченность пленки лежит в ее плоскости. В этих условиях темные и светлые области соответствуют противоположным направлениям намагниченности, лежащей в плоскости пленки. Изменение магнитного поля вызывает рост темного поля и подавление светлого в положительных полях и обратный процесс – в отрицательных полях.

Таким образом, можно наблюдать развитие доменов в процессе перемагничивания микрополоски. Поскольку коэрцитивная сила основной магнитной фазы на два порядка величины больше, чем магнитное поле, используемое в микроскопии на основе эффекта Керра, можно предположить, что природа наблюдаемого перемагничивания может быть связана с включениями  $\alpha\text{-Fe}$ , ферромагнитного при комнатной температуре. Обычно полосовые домены возникают при условии, что константа анизотропии первого порядка  $K_1$  превышает энергию анизотропии формы магнита:  $K_1 > 2\pi M_S^2$ . Это условие практически всегда выполняется для редкоземельных магнитов группы RE–TM–B, что многократно подтверждено другими исследователями. Наличие полосовых доменов означает, что в быстроохлажденных микрополосках доля аморфной фазы невелика. Сплав  $\text{Dy}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  имеет магнитокристаллическую анизотропию  $H_A = 150$  кЭ, что вдвое больше, чем в сплаве  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ . Например, высокая коэрцитивная сила со значением  $64$  кЭ обнаружена в микрополосках, полученных методом спиннингования [21–23]. В объемных магнитах из сплава  $\text{PrDyFeCoB}$  [24, 25] аналогичного состава выгодны извилистые полосовые домены, локализованные внутри зерен, в отличие от доменной структуры, выявленной в микрополосках.

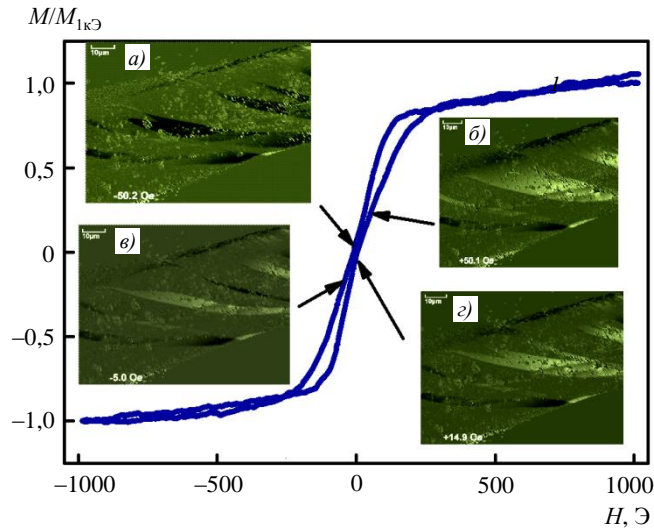


Рис. 4. Частичная петля магнитного гистерезиса микрополоски, полученной при скорости вращения охлаждающего диска 18 м/с. На врезках показаны фотографии доменов в поляризованном свете микроскопа на основе эффекта Керра в магнитных полях +50 (а), -5 (б), -50 (в) и +15 Э (г)

### Заключения

Жесткая магнитная фаза 2-14-1 (с коэрцитивной силой  $H_c \approx 10$  кЭ) и магнитомягкая фаза  $\alpha$ -Fe (с  $H_c = 500\text{--}700$  Э) формируют петлю магнитного гистерезиса микрополосок. Высокая магнитная анизотропия фазы 2-14-1 приводит к схлопыванию петли в сильном магнитном поле 40 кЭ. Магнитомягкая фаза  $\alpha$ -FeCo дает частичные петли магнитного гистерезиса в магнитных полях, близких к нулю.

Магнитомягкая фаза в микрополосках демонстрирует перемагничивание с расширением полосовых доменов, обнаруженных с помощью микроскопа на основе эффекта Керра.

Увеличение скорости вращения охлаждающего диска в 3 раза вместе с увеличением соответствующей скорости охлаждения микрополосок приводит к увеличению намагниченности насыщения на 25 %. Это связано с уменьшением размера включений  $\alpha$ -FeCo с ростом скорости охлаждения и объясняется тем, что повышение скорости охлаждения ведет к большей доле аморфной фазы.

### Библиографический список

1. Wang N., Bowers B.J., Arnold D.P. Wax-bonded NdFeB micromagnets for microelectromechanical systems applications // *Journal of Applied Physics*. 2008. Vol. 103. P. 07E109.
2. Reimer T., Lofink F., Lisec T. et al. Temperature-stable NdFeB micromagnets with high-energy density compatible with CMOS back end of line technology // *MRS Advances*. 2015. P. 209–213.
3. Tao Kai, Wu Jin, Woh Lye Sun et al. Fully integrated electromagnetic actuator using resin-bonded NdFeB micromagnets // *IEEE International Nanoelectronics Conference (INEC)*. Chengdu, 2016. P. 1–2.
4. Bodduluri M.T., Lisec T., Blohm L., Lofink F., Wagner B. High-performance integrated hard magnets for MEMS applications // *MikroSystemTechnik: Congress*. Berlin, 2019. P. 1–4.
5. Laczko (Zaharia) A., Brisset S., Radulescu M. Design of a brushless DC permanentmagnet generator for use in micro-wind turbine applications // *International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics*. 2018. Vol. 56. P. 3–15.
6. Коплак О.В., Куницына Е.И., Валеев Р.А., Королев Д.В., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б. Ферромагнитные микропровода  $\alpha$ -Fe/(PrDy)(FeCo)B для микроманипуляторов и полимерных композитов // *Труды ВИАМ*. 2019. № 11 (83). Ст. 07. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 05.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-60-67.

7. 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  $\alpha$ -Fe/DyPrFeCoB // Труды ВИАМ. 2019. № 7 (79). Ст. 08. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 05.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-67-75.
8. Chen Y., He S., Zhang H. et al. Magnetic properties of nanocomposite Pr<sub>2</sub>(FeCo)<sub>14</sub>B/ $\alpha$ -(FeCo) with addition of Sn // Journal of Physics D: Applied Physics. 2006. Vol. 39. P. 605–609.
9. Yue M., Liu R.M., Liu W.Q. et al. Ternary DyFeB Nanoparticles and Nanoflakes With High Coercivity and Magnetic Anisotropy // IEEE Transaction of Nanotechnology. 2012. Vol. 11. No. 4. P. 651–653.
10. Walther A., Marcoux C., Desloges B. et al. Micro-patterning of NdFeB and SmCo magnet films for integration into micro-electro-mechanical-systems // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2008. Vol. 321. P. 590–594.
11. Shi Y.G., Chen Z.Y., Wang L. et al. Synthesis and magnetostrictive properties of Pr<sub>1-x</sub>Dy<sub>x</sub>(Fe<sub>0.8</sub>Co<sub>0.2</sub>)<sub>1.93</sub> cubic Laves compounds // AIP Advances. 2016. Vol. 6. P. 056207-1–056207-7.
12. Szary P., Luciu I., Duday D. et al. Synthesis and magnetic properties of Ta/NdFeB-based composite microwires // Journal of Applied Physics. 2015. Vol. 117. P. 17D134-1–17D134-1.
13. Corte-León P., Blanco J.M., Zhukova V. et al. Engineering of Magnetic Softness and Domain Wall Dynamics of Fe-rich Amorphous Microwires by Stress-induced Magnetic Anisotropy // Scientific Reports. 2019. Vol. 9. P. 1–14.
14. Zhukova V., Corte-Leon P., Ipatov M. et al. Development of Magnetic Microwires for Magnetic Sensor Applications // Sensors. 2019. Vol. 19. No. 4767. P. 1–21.
15. Lopez-Dominguez V., Garcia M.A., Marin P. et al. Tuning Metamaterials by using Amorphous Magnetic Microwires // Scientific Reports. 2017. Vol. 7. P. 9394.
16. Zhang H., Qian M., Zhang X. et al. Magnetocaloric effect of Ni–Fe–Mn–Sn microwires prepared by melt-extraction technique // Materials & Design. 2017. Vol. 114. No. 15. P. 1–9.
17. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // Редкие земли. 2014. № 3. С. 8–13.
18. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГИЦ 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.
19. Lapshin R.V. Analytical model for the approximation of hysteresis loop and its application to the scanning tunneling microscope // Review Scientific Instruments. 1995. Vol. 66. P. 4718.
20. Lapshin R.V. An improved parametric model for hysteresis loop approximation // Review Scientific Instruments. 2020. Vol. 91. P. 065106.
21. Pinkerton F.E. High coercivity in melt-spun Dy–Fe–B and Tb–Fe–B alloys // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1986. Vol. 54. P. 579–582.
22. Zaluska A., Altounian Z., Strom-Olsen J.O. Microstructure studies of melt-extracted Nd–Fe–B // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1992. Vol. 115. P. 230–240.
23. Yazid M.M., Olsen S.H., Atkinson G.J. MFM Study of a Sintered Nd–Fe–B Magnet: Analyzing Domain Structure and Measuring Defect Size in 3-D View // IEEE Transactions on Magnetics. 2016. Vol. 52. No. 6. P. 1–10.
24. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Kunitsyna E.I., Piskorskii V.P., Korolev D.V., Morgunov R.B. Effect of annealing, stoichiometry, and surface on magnetism of (Pr, Dy)FeCoB microparticles ensemble // Archives of Metallurgy and Materials. 2017. Vol. 62. No. 3. P. 1923–1930.
25. 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.