

05

Микромагнитные и магнитооптические свойства пленочных структур вида ферромагнетик/тяжелый металл

© А.В. Здоровейцев¹, О.В. Вихрова¹, П.Б. Демина¹, М.В. Дорохин¹,
А.В. Кудрин¹, А.Г. Темиряев², М.П. Темиряева²

¹ Научно-исследовательский физико-технический институт
Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия

² Фрязинский филиал Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН,
Фрязино, Россия

E-mail: zdorovei@nifti.unn.ru

Поступила в Редакцию 15 апреля 2019 г.

В окончательной редакции 22 апреля 2019 г.

Принята к публикации 24 апреля 2019 г.

Представлен сравнительный анализ магнитных свойств тонких пленок сплавов CoPt, CoPd, FePd, сформированных методом электронно-лучевого испарения, и различающихся содержанием в них ферромагнитного материала. Исследования микромагнитной структуры показали уменьшение размера магнитных доменов с увеличением содержания Co в пленках CoPt и CoPd, что связывается с наличием в пленках двух магнитных фаз. Магнитооптические исследования показали аномально высокие значения углов Фарадея и отсутствие эффекта Керра для пленок CoPt, что делает их привлекательными для практических приложений в оптике. Для пленок FePd получены минимальные значения коэрцитивного поля на магнитопольных зависимостях намагниченности, что также связывается с особенностями магнитной структуры.

Ключевые слова: Перпендикулярная магнитная анизотропия; магнитно-силовая микроскопия; спинтроника.

DOI: 10.21883/FTT.2019.09.48101.04N

1. Введение

Одной из важных задач спинтроники является поиск, изготовление и исследование материалов для создания тонких ферромагнитных пленок с осью легкого намагничивания, лежащей перпендикулярно плоскости роста [1]. Особенно актуальным является исследование тонких пленок вида ферромагнетик/тяжелый металл. Интерес к таким пленкам связан с их уникальной магнитной структурой, которая обуславливает вертикальную анизотропию намагниченности даже при очень малых толщинах (около 8 nm) [2]. Ферромагнитные свойства таких пленок сохраняются при температурах, значительно превышающих комнатную. Зачастую в качестве тяжелого металла используют благородные металлы, такие как Pt, Pd, Ru и др., в этом случае пленки обладают повышенной коррозионной стойкостью. Помимо этого, благодаря наличию межфазного обменного взаимодействия Дзялошинского–Мория [3] между атомами металлов, в таких пленках возможно существование стабильных при комнатной температуре наноразмерных магнитных структур — скирмионов [4]. Применение пленок ферромагнетик/тяжелый металл в ряде приборов спинтроники, например, слоев CoPt в конструкции спинового светоизлучающего диода [5], позволяет существенно снизить диапазон рабочих магнитных полей вплоть до возможности функционирования прибора без приложения внешнего магнитного поля за счет использования остаточной намагниченности материала. Кроме того, появляется

возможность повысить, по сравнению с приборами на основе разбавленных магнитных полупроводников [6], диапазон рабочих температур спинового светоизлучающего диода до 300 K и выше [7]. Благодаря возможному наличию скирмионов, подвижных в электрическом и магнитном полях, подобные пленки являются перспективными для создания устройств хранения и обработки информации [4]. Одним из новых направлений использования данных пленок может являться их применение в зондовой микроскопии в качестве магнитных покрытий кантиллеров и тестовых образцов.

В настоящей работе приведены некоторые особенности формирования пленок вида ферромагнетик/тяжелый металл, представлены основные электрофизические и микромагнитные свойства ряда перспективных составов пленок типа CoPt, CoPd, FePd.

2. Методика формирования ферромагнитных пленок

Исследуемые пленки были сформированы методом электронно-лучевого попеременного испарения мишеней из высококочистых материалов (в качестве ферромагнетика использовались Co или Fe, в качестве тяжелого металла Pt или Pd) в высоком вакууме на комбинированной установке TORR International. Температура нанесения пленок варьировалась в диапазоне 200–550°C, толщины слоев изменялись в диапазоне 0.1–1.0 nm,

количество бислоев — в диапазоне 5–20. Отметим, что в литературе основным методом получения пленок ферромагнетик/тяжелый металл является магнетронное распыление, причем в качестве материала подложки широко используется MgO различных ориентаций [8,9]. Примененный нами альтернативный метод электронно-лучевого испарения является более низкоэнергетическим, что позволило наносить пленки, содержащие такие диффузионно-активные материалы, как Co и Fe, даже на поверхность светоизлучающих гетеронаноструктур с активной областью, расположенной на небольшом (несколько nm) удалении от ферромагнитного слоя.

Состав пленок варьировался посредством изменения соотношения толщин слоев ферромагнетик/тяжелый металл и определялся методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии с послойным профилированием по глубине за счет ионного распыления материала образца атомами аргона [10]. Поскольку в настоящей работе точный состав пленок определялся не для всех вариантов структур, для идентификации состава пленок будет использоваться соотношение толщин компонентов без указания точного состава.

При проведении структурных исследований на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100F (JEOL) и на электронографе ЭМР-102 было обнаружено, что получаемые в настоящей работе пленки были аморфными или поликристаллическими в зависимости от условий выращивания.

3. Свойства пленок CoPd

Самым технологичным из материалов, рассматриваемых в данной работе, оказался сплав CoPd. Данный материал обладает повышенной коррозионной стойкостью и возможностью формирования рисунка контактов методом фотолитографии с последующим химическим травлением в растворе йодида калия. Нами было проведено комплексное исследование свойств ферромагнитных пленок CoPd с использованием магнитометрии, магнитооптических методов, атомно-силовой (АСМ) и магнитно-силовой микроскопии (МСМ). Намагниченность (M) образцов измерялась на магнетометре переменного градиента поля [11]. В работе исследовались магнитооптические эффекты Фарадея и поперечного эффекта Керра в диапазоне полей $B = \pm 400$ мТ на длине волны полупроводникового лазера 980 и 800 nm соответственно.

При исследовании на АСМ пленок всех сплавов, приведенных в настоящей работе, было обнаружено, что пленки достаточно однородные и гладкие, максимальная высота неровностей не превышает единиц нанометров. Типичное АСМ-изображение приведено на рис. 1, а.

На рис. 1, b–d представлены изображения пленок CoPd, полученные на магнитно-силовом микроскопе (МСМ). На изображении наблюдаются контрастные области, соответствующие магнитным доменам различной

ориентации. Видно, что с увеличением содержания кобальта в пленках CoPd имеет место резкое уменьшение средних размеров магнитного домена (сравнение рис. 1, b–d). В случае состава, соответствующего 3 Å Co и 5 Å Pt (рис. 1, c) размер составляет порядка сотен нанометров. Из исследования магнитополевых зависимостей намагниченности (рис. 1, e) обнаружено, что для всех составов CoPd ось легкого намагничивания располагается перпендикулярно поверхности пленки, намагниченность выходит на насыщение в относительно малых магнитных полях. В случае приложения поля параллельно поверхности пленки намагниченность не выходит на насыщение в доступных нам максимальных магнитных полях 300 мТ. При увеличении содержания кобальта в пленке CoPd наблюдается уменьшение величины коэрцитивного поля с 50–55 мТ до 8–10 мТ, а петля гистерезиса становится менее „прямоугольной“. Уменьшение величины коэрцитивного поля можно связать с уменьшением среднего размера магнитных доменов. Искажение „прямоугольного“ вида петли гистерезиса указывает на наличие в полученных слоях нескольких ферромагнитных фаз, различающихся коэрцитивной силой [12].

Магнитополевые зависимости угла фарадеевского вращения (рис. 1, f) в совокупности со слабой зависимостью поперечного эффекта Керра от магнитного поля (не приведена) подтверждают преобладающую ориентацию оси легкого намагничивания по нормали к поверхности пленки CoPd. Аналогично намагниченности, наблюдается уменьшение коэрцитивного поля с увеличением содержания кобальта, при этом величина угла Фарадея в насыщении увеличивается более чем в два раза — с $2-3 \cdot 10^5$ до $6-7 \cdot 10^5$ grad/cm. Отметим, что регистрируемые максимальные значения фарадеевского угла вращения несколько превышают данные для пленок сплава CoPd, выращенных на кристаллах MgO методом магнетронного распыления [13].

Изменение вида магнитополевых зависимостей при уменьшении соотношения толщин слоев Co/Pd свидетельствует о возможности управления положением оси легкого намагничивания в сплаве CoPd, величиной коэрцитивного поля и намагниченности насыщения, что делает возможным создание составных пленок со сложными ступенчатыми магнитополевыми зависимостями намагниченности и их применение в 3D системах магнитной записи информации [14].

4. Свойства пленок CoPt

Рассмотрим следующий материал вида ферромагнетик/тяжелый металл — сплав CoPt. Данный материал, по сравнению с CoPd, обладает еще более высокой коррозионной стойкостью и не подвержен травлению в большинстве известных кислот. Такая высокая коррозионная стойкость делает сложным его применение в технологии производства приборов, но, с другой стороны, для ряда

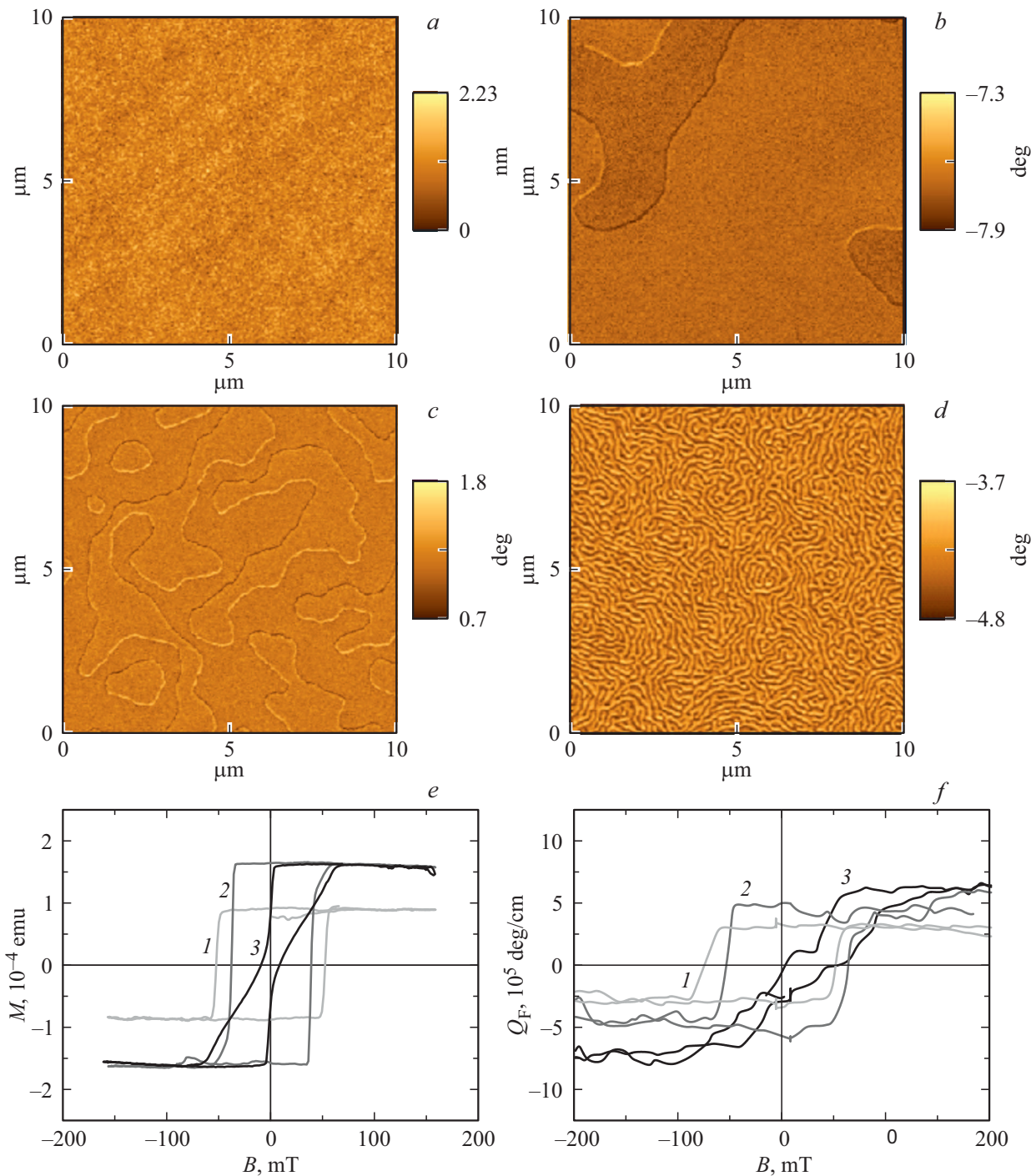


Рис. 1. АСМ (a), МСМ-изображения (b–d), магнитолевые зависимости намагниченности (e) и магнитолевые зависимости угла Фарадея (f) пленок CoPd для различных составов: Co(1 Å)Pd(5 Å) — b, e кривая 1, f — кривая 1; Co(2 Å)Pd(5 Å) — c, e — кривая 2, f — кривая 2; Co(3 Å)Pd(5 Å) — a, d, e — кривая 3, f — кривая 3.

применений, например, в зондовой микроскопии [15], это может являться существенным преимуществом.

На МСМ-изображениях слоев CoPt (рис. 2, a–c) видно, что микромагнитная структура CoPt подобна CoPd: наблюдаются магнитные домены, ширина которых может уменьшаться до сотни нанометров в случае толщины Co — 3 Å (рис. 2, c). Из магнитолевых зависи-

стей намагниченности (рис. 2, d) следует, что аналогично CoPd в пленке CoPt наблюдаются несколько магнитных фаз с осями легкого намагничивания, преимущественно ориентированными перпендикулярно и под меньшим углом к поверхности пленки. Отметим, что в отличие от CoPd, при увеличении толщины слоя кобальта сначала происходит увеличение величины коэрцитивного поля

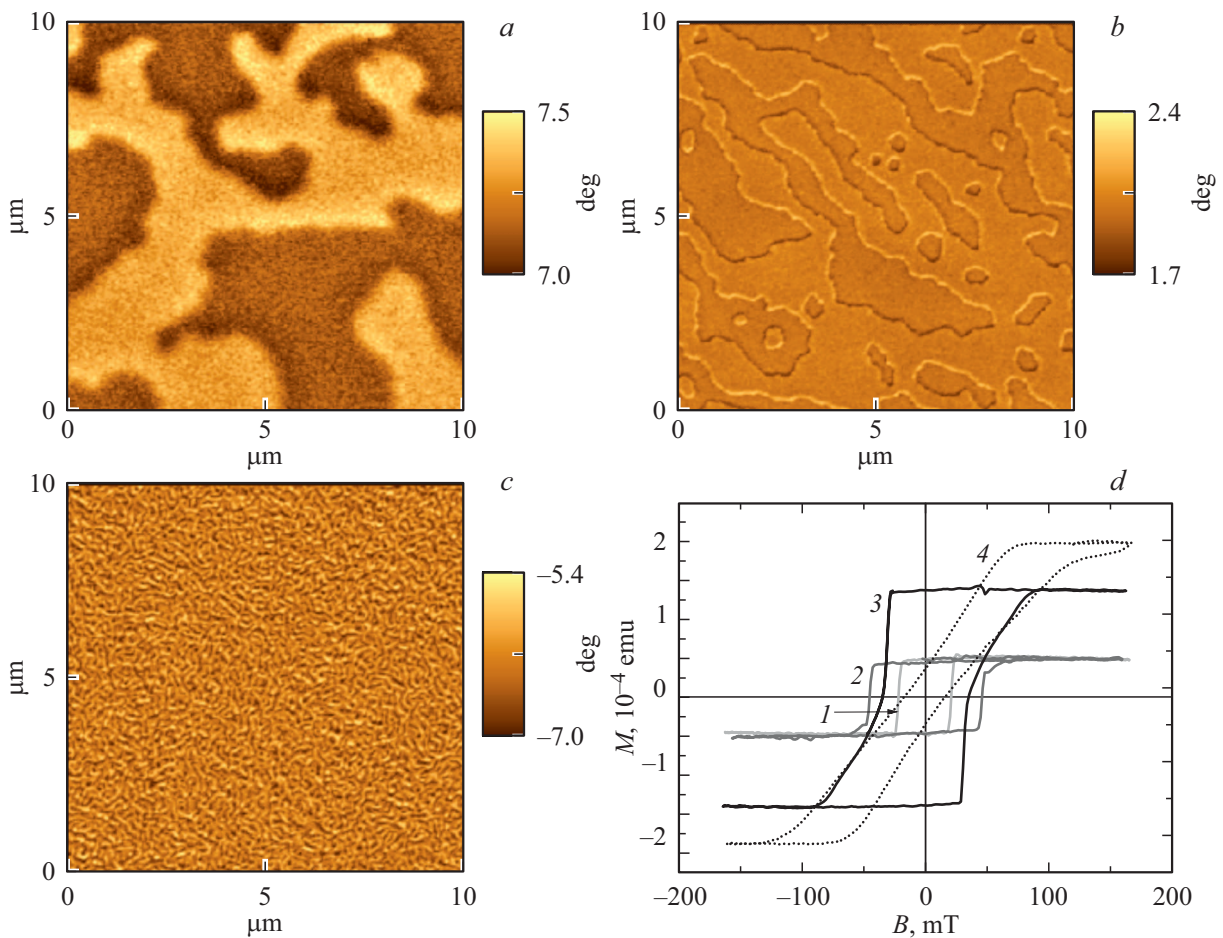


Рис. 2. МСМ-изображения (*a–c*), магнитополевые зависимости намагниченности (*d*) пленок CoPt для различных составов: Co(1 Å)Pt(5 Å) — *a, d* — кривая 1; Co(2 Å)Pt(5 Å) — *b, d* — кривая 2; Co(3 Å)Pt(5 Å) — *c, d* — кривая 3; Co(4 Å)Pt(5 Å) — *d* — кривая 4.

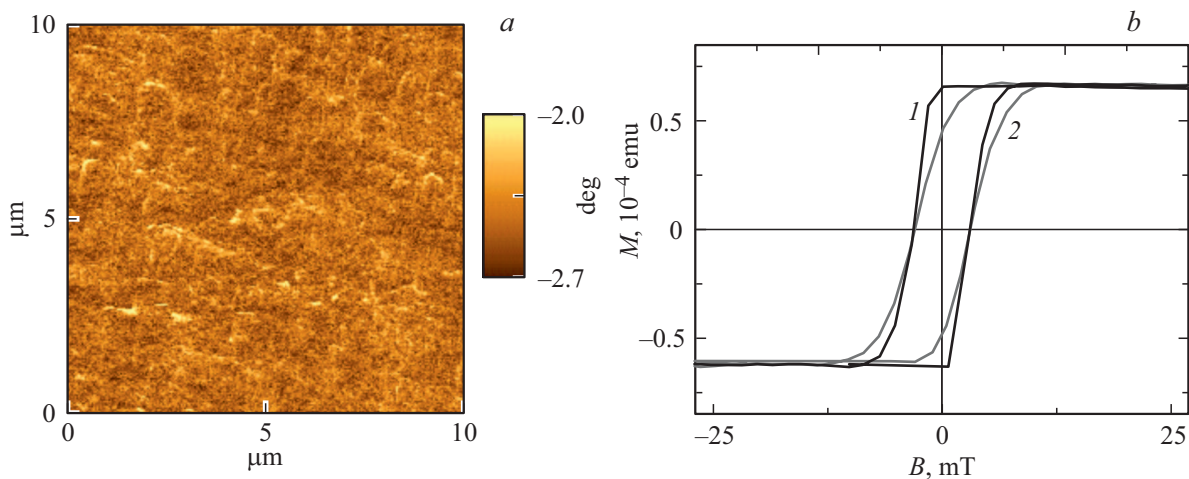


Рис. 3. МСМ-изображение (*a*) и магнитополевые зависимости намагниченности (*b*) пленки Fe(2 Å)Pd(5 Å), полученные для направления внешнего магнитного поля вдоль (1) и перпендикулярно (2) поверхности.

с 20 до 50 мТл, а затем его уменьшение до 20 мТл. Вероятно, это связано с особенностями формирования магнитных фаз. При исследовании магнитооптических эффектов в пленках CoPt мы обнаружили, что по-

лучаемые магнитополевые зависимости угла Фарадея подобны таковым для пленок CoPd, но пленки CoPt демонстрируют значительно более „сильные“ магнитооптические свойства. Величина угла Фарадея в насы-

шении более чем в два раза больше для сплава CoPt и достигает $\approx 1.5 \cdot 10^6$ grad/cm. Можно также отметить, что величина угла Фарадея несколько слабее меняется при изменении содержания кобальта в пленке. Данные свойства пленок CoPt делают их привлекательными для использования в приборах, работающих на основе магнитооптических эффектов [16].

5. Свойства пленок FePd

Наиболее перспективными для применения в приборах спинтроники, работающих на принципах инжекции поляризованных по спину носителей в активную область, являются пленки FePd, поскольку в данном случае возможно эпитаксиальное наращивание металлической пленки на полупроводниковую GaAs структуру [17]. В результате граница раздела ферромагнетик/полупроводник становится близкой к идеальной, благодаря чему снижается деполяризация носителей заряда, проходящих через нее.

Исследования микромагнитных, магнитных и магнитооптических свойств пленок FePd показали их кардинальное отличие от сплавов CoPd и CoPt. Во-первых, нам не удалось обнаружить границ магнитных доменов на МСМ-изображениях (рис. 3, *a*), а наблюдается лишь „рябь“ намагниченности. Во-вторых, все исследованные составы имеют малое коэрцитивное поле около 3 мТ, причем зависимости намагниченности быстро выходят на насыщение как в перпендикулярно, так и параллельно направленном относительно плоскости пленки внешнем магнитном поле (см., например, рис. 3, *b*). Можно предположить, что такие магнитополевые зависимости намагниченности связаны с расположением оси легкого намагничивания под углом к пленке. При увеличении содержания железа наблюдается увеличение намагниченности насыщения, вероятно, вследствие увеличения числа магнитных атомов в единице объема. Исследования магнитооптических свойств также не дали однозначного ответа по расположению оси легкого намагничивания.

6. Заключение

В работе исследованы свойства ряда перспективных ферромагнитных пленок вида ферромагнетик/тяжелый металл, полученных методом электронно-лучевого испарения в высоком вакууме. Данный метод получения пленок является более экономичным и технологичным, чем широко используемые на данный момент сверхвысоковакуумные системы магнетронного напыления. Кроме того, он является более низкоэнергетическим, что делает его перспективным для создания контактов Шоттки к светоизлучающим гетеронаноструктурам на основе A_3B_5 .

Проанализированы магнитополевые зависимости намагниченности, магнитооптических эффектов Керра и

Фарадея и результаты измерения микромагнитной структуры для получаемых пленок сплавов CoPt, CoPd, FePd с различным содержанием в них ферромагнитного материала. Наиболее интересным результатом, требующим дополнительного обсуждения, является зависимость размера магнитного домена от состава пленок CoPt и CoPd. Размер изменяется в диапазоне от 0.1 до 10 μm , при этом величина коэрцитивного поля изменяется в диапазоне от 10 до 50 мТ. Для объяснения данного эффекта обратимся к работам [18–20], в которых изучалась микромагнитная структура тонких поликристаллических ферромагнитных пленок в зависимости от различных технологических параметров (толщины, состава и др.). Особое внимание в цитированных работах уделяется взаимосвязи микромагнитной структуры, в частности, размеров магнитных доменов, и параметров зеренной структуры. Так, выводом работы [18] является сильная зависимость микромагнитной структуры от соотношения размеров границ доменов и среднего размера зерна в поликристаллической пленке. Минимальный размер доменов наблюдается в том случае, если толщина доменной стенки сопоставима с размером зерна. Поэтому можно предположить, что размер зерна поликристаллического сплава CoPt или CoPd в исследованных нами структурах зависит от состава. Следовательно, изменение размера доменов с изменением состава может быть связано с варьированием параметров зеренной структуры.

В рамках настоящего исследования нами было показано, что варьирование технологических режимов позволяет в широких пределах управлять параметрами ферромагнитных пленочных сплавов, что может найти применения для решения задач технологии изготовления электронных приборов и приборов на спин-зависимых эффектах.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке проектной части государственного задания Минобрнауки России (№ 8.1751.2017/ПЧ), РФФИ (18-29-19137 мк) и гранта (МД-1708.2019.2) президента РФ.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Ю.Г. Кусраев. УФН **180**, 759 (2010).
- [2] А.В. Здорвейцев, М.В. Дорохин, О.В. Вихрова, П.Б. Демина, А.В. Кудрин, А.Г. Темиряев, М.П. Темиряева. ФТТ **58**, 2186 (2016).
- [3] A. Samardak, A. Kolesnikov, M. Stebliy, L. Chebotkevich, A. Sadovnikov, S. Nikitov, A. Talapatra, J. Mohanty, A. Ognev. J. Appl. Phys. Lett. **112**, 192406 (2018).
- [4] A. Fert, N. Reyren, V. Cros. Nature Rev. Mater. **2**, 17031 (2017).

- [5] N.V. Baidus, M.I. Vasilevskiy, M.J.M. Gomes, M.V. Dorokhin, P.B. Demina, E.A. Uskova, B.N. Zvonkov, V.D. Kulakovskii, A.S. Brichkin, A.V. Chernenko, S.V. Zaitsev. *Appl. Phys. Lett.* **89**, 181118 (2006).
- [6] Е.И. Малышева, М.В. Дорохин, А.В. Здоровейщев, М.В. Ведь. *ФТТ* **58**, 2190 (2016).
- [7] A.V. Rykov, M.V. Dorokhin, P.B. Demina, A.V. Zdoroveyshchev, M.V. Ved'. *J. Phys.: Conf. Ser.* **816**, 012034 (2017).
- [8] H. Sato, T. Shimatsu, Y. Okazaki, H. Muraoka, H. Aoi, S. Okamoto, O. Kitakami. *J. Appl. Phys.* **103**, 07E114 (2008).
- [9] П.Д. Ким, И.А. Турпанов, С.В. Столяр, Р.С. Исхаков, В.И. Юшков, А.Я. Бетенькова, Л.А. Ли, Е.В. Бондарева, Т.Н. Исаева, М.М. Карпенко. *ЖТФ* **74**, 53 (2004).
- [10] А.В. Здоровейщев, М.В. Дорохин, П.Б. Демина, А.В. Кудрин, О.В. Вихрова, М.В. Ведь, Ю.А. Данилов, И.В. Ерофеева, Р.Н. Крюков, Д.Е. Николичев. *ФТП* **49**, 1649 (2015).
- [11] P.J. Flanders. *J. Appl. Phys.* **63**, 3940 (1988).
- [12] Lawrence H. Bennett, Edward Della Torre. *J. Appl. Phys.* **97**, 10E502 (2005).
- [13] Е.М. Артемьев, М.Е. Артемьев. *ФТТ* **52**, 2128 (2010).
- [14] J.S. Butler. Ph.D., Electrical Engineering UC Riverside (2014).
- [15] А.Г. Темирязов, М.П. Темирязова, А.В. Здоровейщев, О.В. Вихрова, М.В. Дорохин, П.Б. Демина, А.В. Кудрин. *ФТТ* **60**, 2158 (2018).
- [16] А.В. Кудрин, М.В. Дорохин, А.В. Здоровейщев, О.В. Вихрова, И.Л. Калентьева. Патент РФ № 2662042 от 23.07.2018.
- [17] C. Carbone, B.T. Jonker, K.-H. Walker, G.A. Prinz, E. Kisker. *Solid States Commun.* **61**, 297(1987).
- [18] E. Feldtkeller. *J. de Phys.* **32**, C1 (1971).
- [19] Z.P. Shi. *J. Phys.: Condens. Matter.* **4**, L191 (1992).
- [20] Н.И. Власова, Г.С. Кандаурова, Л.Г. Оноприенко, Н.Н. Щеголева. *УФН* **162**, 5, 161 (1992).

Редактор К.В. Емцев