

05,08

## Микроструктура тонких пленок железа с перпендикулярной магнитной анизотропией

© Н.М. Лядов<sup>1</sup>, И.Р. Вахитов<sup>1,2</sup>, А.И. Гумаров<sup>1,2</sup>, И.А. Файзрахманов<sup>1</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского — обособленное подразделение ФИЦ „Казанский научный центр Российской академии наук“, Казань, Россия

<sup>2</sup> Казанский (Приволжский) федеральный университет, Казань, Россия

E-mail: nik061287@mail.ru

Поступила в Редакцию 20 мая 2024 г.

В окончательной редакции 4 июня 2024 г.

Принята к публикации 4 июня 2024 г.

С использованием просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения и магнитометрии исследована микроструктура тонких пленок железа с перпендикулярной магнитной анизотропией (ПМА) и без нее, сформированных методом ионно-стимулированного осаждения. Установлено, что пленки железа с ПМА, в отличие от пленок без ПМА, представляют собой нанокompозитную пленку, состоящую из наночастиц железа размером 4–5 nm и парамагнитного оксида железа (FeO и Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Полученные данные в целом указывают на то, что ключевую роль в возникновении ПМА играет нанокompозитная структура пленок со слабо обменно-связанными ферромагнитными наночастицами железа в парамагнитной матрице.

**Ключевые слова:** ионно-стимулированное осаждение, нанокompозит, электронная микроскопия, магнитные свойства.

DOI: 10.61011/FTT.2024.08.58602.127

### 1. Введение

Тонкие ферромагнитные пленки с перпендикулярной магнитной анизотропией (ПМА) вызывают повышенный интерес в связи с их потенциальным применением в магнитно-сенсорных устройствах спинтроники и стрейнтроники [1–4]. Хорошо известно, что структура, магнитно-фазовый состав и толщина тонких ферромагнитных пленок являются основными факторами, которые определяют их магнитные характеристики и, в частности, магнитно-анизотропные свойства, в т.ч. ПМА. Например, эпитаксиальные пленки ферромагнитных металлов толщиной в несколько атомных слоев, формируемых методом молекулярно-лучевой эпитаксии, проявляют спин-переориентированный переход, который имеет квантовую природу [5,6]. Другим примером являются ферромагнитные тонкие пленки с колончатой структурой [7,8]. Такие пленки также характеризуются наличием ПМА, а ее механизм связан с магнитной анизотропией формы. Магнитострикция, как механизм появления ПМА, также играет существенную роль. В качестве примера можно привести результаты наших исследований пленок никеля, которые осаждались методом ионно-стимулированного осаждения [9]. Пленки никеля толщиной 200–300 nm на подложке из плавленного кварца после термического отжига в вакууме проявляли ПМА, что было связано с появлением в пленке никеля макронапряжений растяжения. Есть примеры, когда ПМА тонких пленок обусловлена магнитно-кристаллической анизотропией [10]. Таким образом, механизм появления

ПМА в тонких пленках может иметь разную физическую природу, и какой из них „работает“ в каждом конкретном случае, не всегда очевидно, а именно это определяет область практического применения ферромагнитных пленок с ПМА.

Очевидно, что структура и фазовый состав тонких пленок, в т.ч. ферромагнитных, зависят, а фактически — определяются, методикой и условиями их осаждения. Под условиями осаждения понимается большой набор параметров: остаточный вакуум, скорость осаждения, температура подложки, ее структурные параметры, чистота прекурсоров и т.д. Среди ионно-плазменных методов осаждения тонких ферромагнитных пленок наиболее перспективным с точки зрения контролируемости процесса является ионно-стимулированное осаждение (ИСО) [11].

Ранее в наших работах [12,13] сообщались результаты исследований структуры и магнитных свойств тонких пленок железа с толщиной 100–300 nm, полученных методом ИСО. На основе рентгеноструктурных исследований было установлено, что пленки железа являются нанокристаллическими и текстурированными. Средний размер кристаллитов  $\alpha$ -Fe составляет  $\sim 5$  nm с преимущественной ориентацией плоскостей (110) кристаллитов железа параллельно плоскости подложки. Было установлено, что нанокристаллиты железа имеют значительную по величине однородную деформацию ( $\sim 2.6\%$ ). В зависимости от скорости осаждения пленки железа проявляли ПМА, о чем свидетельствует транскрипиче-

ская по форме петля магнитного гистерезиса, а также полосовая доменная структура [14–17]. Исследования элементного состава методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и фазового состава с использованием таких методик, как рентгеновская и электронная дифракция, мессбауэровская спектроскопия конверсионных электронов и термомагнитный анализ, показали присутствие в пленках с ПМА значительного количества кислорода и парамагнитного (при комнатной температуре) оксида железа FeO. Пленки железа без ПМА, полученные при относительно высоких скоростях осаждения, не имели в своем составе дополнительных оксидных фаз железа.

На данный момент имеющийся набор экспериментальных данных не позволяет сделать однозначный вывод о механизме возникновения ПМА в тонких пленках железа, осажденных методом ИСО. В связи с этим, целью настоящей работы является (сравнительное) исследование микроструктуры тонких пленок железа с ПМА и без ПМА методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР).

## 2. Методика экспериментов

Тонкие пленки железа осаждались методом ИСО на подложки из монокристаллического кремния (111). Предварительно подложки обезжиривались (протирались этиловым спиртом), промывались дистиллированной водой и отжигались на воздухе при температуре  $\sim 400^\circ\text{C}$  в течение 1 h. Для осаждения тонких пленок железа использовалась мишень из железа диаметром 65 mm, которая распылялась потоком ионов ксенона  $\text{Xe}^+$ . Поток ионов создавался ионным источником типа Кауфмана. В качестве рабочего газа использовался ксенон чистотой 99.995%. Энергия ионов ксенона составляла 1 keV. Осаждение пленок проводилось в вакууме  $2 \cdot 10^{-2}$  Pa. Базовое давление в вакуумной камере, т.е. давление перед напуском в ионный источник рабочего газа, составляло  $1-2 \cdot 10^{-3}$  Pa. Температура подложки во время осаждения пленок не превышала  $50^\circ\text{C}$ . Детали экспериментальной техники осаждения были ранее подробно описаны в работе [13]. Исследования в данной работе пленки железа осаждались при скоростях 9 (образец Fe-1) и 3.2 nm/min (образец Fe-2). Скорость осаждения контролировалась плотностью ионного тока. Плотность ионного тока для образцов Fe-1 и Fe-2 составляла соответственно 150 и 65  $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ . В результате были получены образцы тонких пленок железа толщиной  $\sim 100-120$  nm.

Исследование морфологии поверхности и элементного состава пленок, измерение толщины пленок проводилось на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) EVO 50 XVP со встроенным в вакуумную камеру СЭМ рентгеновским энергодисперсионным спектрометром Inca Energy-350. Структура и фазовый состав исследовались методом рентгеновской дифракции

в геометрии Брэгга и скользящей геометрии с использованием дифрактометра Дрон-7 с источником  $\text{CuK}\alpha$  и  $\beta$ -фильтром. Зависимость намагниченности пленок от магнитного поля (петли магнитного гистерезиса) при комнатной температуре измерялась на магнитометре с разверткой магнитного поля до 500 mT [18], а также на установке PPMS-9 методом вибрационной магнитометрии в интервале температур 4–300 K. Размеры образцов для магнитных измерений составляли  $\sim 5.0 \times 5.0$  mm<sup>2</sup>.

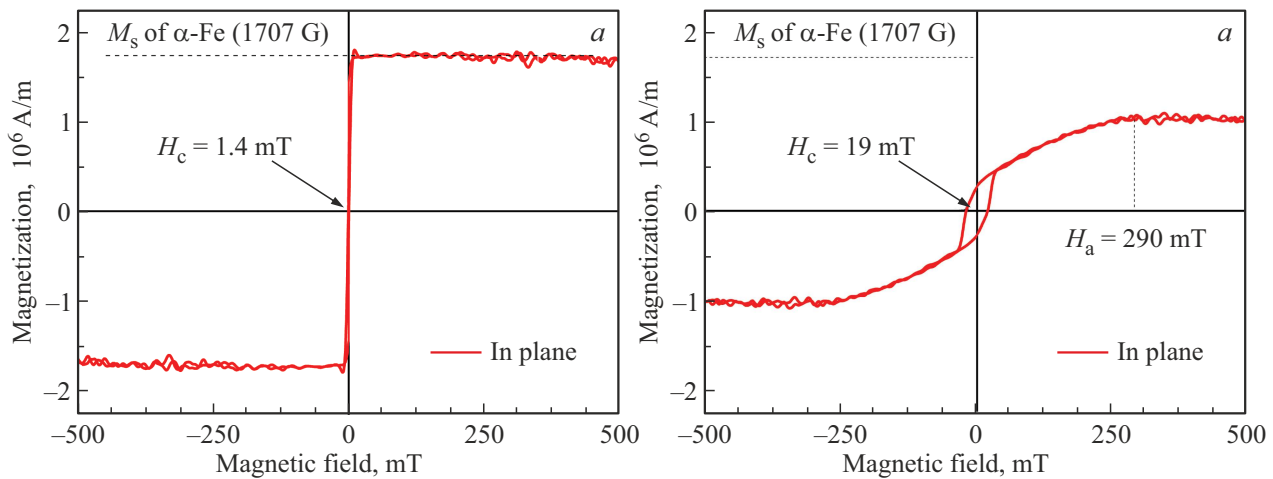
Микроструктура пленок (поперечные срезы) исследовалась методом ПЭМ ВР на электронном микроскопе Titan компании Thermo Fisher Scientific.

## 3. Результаты и их обсуждение

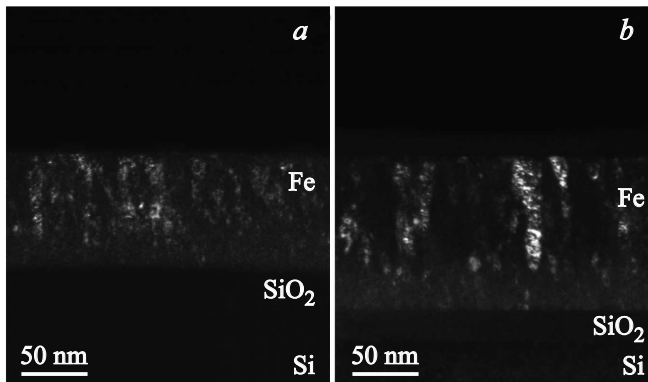
Были проведены исследования элементного состава, магнитных свойств и структуры образцов тонких пленок железа Fe-1 и Fe-2. Элементный анализ показал, что содержание кислорода в образце Fe-1 составляет  $\sim 4$  at.%, а в образце Fe-2  $\sim 21$  at.%. Из данных рентгеноструктурного анализа следует, что образцы текстурированные, с преимущественной ориентацией плоскостей (110) кристаллитов железа параллельно плоскости подложки. Средний размер кристаллитов железа составляет  $\sim 5.5$  nm. Кроме того, в пленках присутствует неупорядоченная компонента  $\alpha$ -Fe ( $\sim 24\%$ ). В образце Fe-2, помимо металлического железа  $\alpha$ -Fe, присутствует фаза FeO. Оксид железа образуется в составе пленки железа в процессе осаждения за счет остаточного кислорода вакуумной камеры при относительно низких скоростях осаждения. Если исходить из элементного состава образца, то процентное содержание фазы FeO составляет  $\sim 40\%$ . Эта величина близка к порогу перколяции для композитных материалов типа металл–диэлектрик.

На рис. 1 приведены петли магнитного гистерезиса, которые показывают, что образец Fe-2 имеет ПМА (поле ПМА  $H_a = 290$  mT), а намагниченность насыщения заметно меньше по сравнению с  $\alpha$ -Fe и составляет  $\sim 60\%$  от намагниченности насыщения  $\alpha$ -Fe. Как и ожидалось, образец Fe-2 с ПМА неоднороден как по структуре, так и по фазовому составу, и значительно отличается от образца Fe-1 без ПМА.

На рис. 2, *a* и *b* приведены обзорные темнопольные ПЭМ-изображения поперечных срезов тонких пленок железа без ПМА (образец Fe-1) и с ПМА (образец Fe-2). Темнопольные ПЭМ-изображения получены путем выделения диафрагмой небольшого сектора на интенсивном кольце электронной микродифракции от плоскостей (110)  $\alpha$ -Fe (межплоскостное расстояние  $d \approx 2.05$  Å). Вследствие этого на темнопольных ПЭМ-изображениях наблюдается контрастирование мелкодисперсных частиц фазы  $\alpha$ -Fe с плоскостями (110), перпендикулярными подложке. На обзорном снимке (рис. 2, *b*) образца Fe-2 виден оксидный слой кремния толщиной  $\sim 20$  nm. Этот слой возник на поверхности подложки из кремния в процессе ее отжига в атмосфере воздуха. Темнопольное



**Рис. 1.** Зависимости намагниченности пленок железа *a*) без ПМА (Fe-1) и *b*) с ПМА (Fe-2).  $M_s$  — намагниченность насыщения,  $H_c$  — коэрцитивное поле,  $H_a$  — поле анизотропии.



**Рис. 2.** Темнопольное изображение поперечных срезов пленок железа: *a*) без ПМА и *b*) с ПМА.

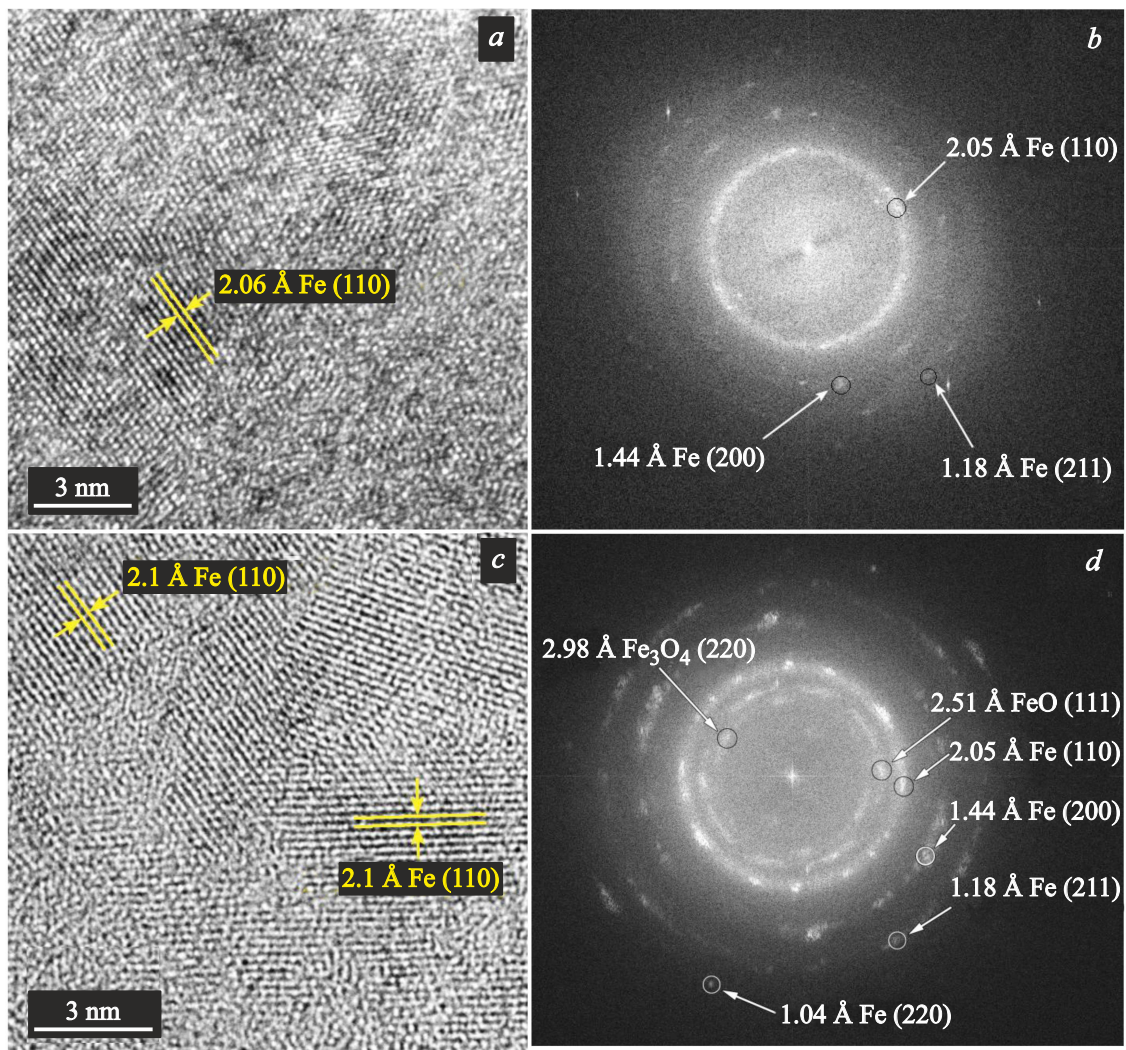
изображение образца Fe-1 (рис. 2, *a*) в целом менее контрастное — вероятно, из-за большей толщины поперечного среза, вследствие чего оксидный слой кремния на нем не виден. В пользу этой версии говорит тот факт, что и у образца Fe-2 по мере продвижения от центра ямки травления к периферии контраст на снимке между оксидным слоем кремния и кремнием пропадает. Далее снимки поперечных срезов обоих образцов ничем не отличаются: наблюдается слой толщиной 20–25 нм, состоящий из мелкодисперсных частиц железа, который непосредственно примыкает к подложке, а выше этого слоя наблюдается более крупных взаимно ориентированных нанокристаллов железа.

На рис. 3 приведены светлопольные ПЭМ-изображения высокого разрешения поперечных срезов и картины электронной микродифракции для образцов Fe-1 без ПМА (*a, b*) и Fe-2 с ПМА (*c, d*). Дифракционное кольцо (110)  $\alpha$ -Fe состоит из областей повышенной интенсивности и размытых областей, которые можно отнести к нанокристаллитам железа и межкри-

сталлитным неупорядоченным областям железа. Межплоскостное расстояние составляет 2.03–2.05 Å, что соответствует  $d_{110}$  для  $\alpha$ -Fe. Это хорошо согласуется с результатами ранее проведенных исследований методом ПЭМ [12] и рентгеноструктурного анализа пленок железа [13]. На картине электронной микродифракции образца Fe-2 присутствуют дополнительные рефлексы, которые можно отнести к фазам оксида железа FeO и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Вместе с тем, наблюдается относительно большой разброс межплоскостных расстояний для оксидной фазы на различных участках пленок железа с ПМА (образец Fe-2), которые можно отнести к магнетиту (Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>) или гематиту (Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). На картине электронной микродифракции для образца Fe-2 (рис. 3, *d*) присутствует также интенсивный рефлекс от плоскостей (111) FeO с  $d_{111} \approx 2.5$ –2.6 Å. Другие, интенсивные рефлексы от оксидной фазы FeO, такие как (200) и (220), относительная интенсивность которых составляет 100 и 53% [19], не наблюдаются. Вероятно, что это связано с текстурированным ростом также и оксидной фазы. Рефлекс с  $d \approx 2.5$ –2.6 Å можно также отнести к гематиту Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $d_{110} = 2.519$  Å) [19]. Однако, учитывая ранее полученные результаты рентгеноструктурного анализа образцов тонких пленок железа с ПМА [13], можно утверждать, что оксидной фазой является FeO.

На рис. 3, *a* представлен фрагмент ПЭМ-изображения микроструктуры образца Fe-1, полученный в режиме высокого разрешения. На снимке видны кристаллические плоскости (110)  $\alpha$ -Fe, расстояние между которыми составляет 2.06–2.08 Å. Плоскости имеют разную ориентацию относительно горизонтальной линии фотографии. Границы между нанокристаллитами плохо выражены, и это затрудняет определение их среднего размера и формы. Кроме того, в пленке присутствует значительная доля неупорядоченной фазы железа.

На рис. 3, *c* представлен фрагмент ПЭМ-изображения микроструктуры образца Fe-2, полученный в высоком



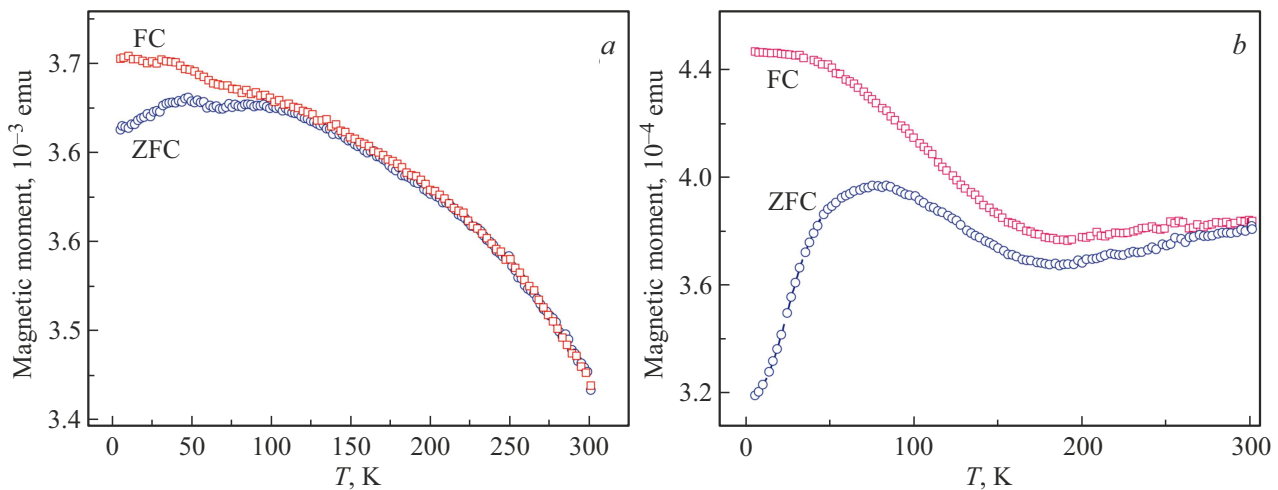
**Рис. 3.** Светлопольные изображения и микродифракция поперечных срезов образцов тонких пленок железа Fe-1 без ПМА (*a, b*) и Fe-2 с ПМА (*c, d*).

разрешении. На фотографии видны кристаллиты с разной ориентацией кристаллических плоскостей, а также неупорядоченные области. Межплоскостные расстояния составляют около 2.1 Å вне зависимости от ориентации кристаллитов, что близко по значению к межплоскостному расстоянию  $d_{110}$  для  $\alpha$ -Fe. С другой стороны, 2.1 Å близко по значению к межплоскостному расстоянию  $d_{200} = 2.15$  Å FeO. Поскольку в анализируемом слое нанокристаллы располагаются с произвольной ориентацией (кольца на дифракционной картине), то электроны проходят сквозь стопки нанокристаллов (замечен муар на ПЭМ-ВР-изображениях). Поэтому различить нанокристаллы Fe и FeO по различию рассеяния или поглощения электронов оказалось невозможным. Нанокристаллы по форме вытянутые, и их размер составляет  $\sim 5 \times 10$  nm<sup>2</sup>. Кроме того, на полноформатной фотографии видны также кристаллические плоскости с  $d \approx 1.43$  Å, что соответствует плоскостям (200)  $\alpha$ -Fe.

Таким образом, электронная микроскопия даже в режиме высокого разрешения не позволила установить детали микроструктуры пленок железа с ПМА. Ожидалось, что наличие большой доли парамагнитной при комнатной температуре оксидной фазы в образце Fe-2 с ПМА должно привести к формированию нанокompозитной пленки с ферромагнитными наночастицами  $\alpha$ -Fe в немагнитной матрице. По этой причине мы измерили температурные зависимости намагниченности образцов Fe-1 и Fe-2 при их охлаждении в магнитном поле (FC) и без поля (ZFC), которые представлены на рис. 4, *a* и *b*. Данная методика весьма информативна при исследованиях композитных магнитных материалов, т.к. позволяет получать данные о магнитной микроструктуре материала [15,20].

Практически монотонные температурные зависимости намагниченности ZFC и FC ( $H = 5$  Oe) образца Fe-1 свидетельствуют об однородности его магнитной струк-





**Рис. 4.** Зависимость магнитного момента от температуры при охлаждении в слабом магнитном поле (FC) и без поля (ZFC) образцов пленок железа *a)* Fe-1 без ПМА и *b)* Fe-2 с ПМА.

туры. В области  $T = 45$  К наблюдается небольшая особенность (рис. 4, *a*), которая обусловлена, как мы полагаем, наночастицами железа в области переходного слоя пленка–подложка (рис. 2, *a*). Зависимости ZFC и FC ( $H = 50$  Ое) образца Fe-2 имеют более сложный немонотонный характер и ранее не наблюдались (рис. 4, *b*). В интервале температур 4–170 К зависимости ZFC и FC характерны для нанокompозитных материалов со слабо взаимодействующими между собой ферромагнитными наночастицами (см. например [20]). Температура блокировки  $T_b$  (положение максимума на зависимости ZFC, рис. 4, *b*) составляет около 77 К. Используя выражение

$$25k_B T_b = K_a V_{av},$$

где  $k_B$  — константа Больцмана,  $T_b$  — температура блокировки,  $K_a$  — константа магнитной анизотропии ( $\sim 10^7$  эрг/см<sup>3</sup> для наночастиц, средний диаметр которых меньше  $\sim 10$  нм) [21–23], по среднему объему наночастицы  $V_{av}$  можно оценить средний размер наночастиц железа в образце с ПМА, который составил  $\sim 4$  нм, что согласуется с результатами исследований методом ПЭМ ВР (см. выше). Оценка размера наночастиц из ширины рентгеновского рефлекса дает величину  $\sim 5.5$  нм, что достаточно хорошо согласуется с представленной оценкой. В интервале температур 170–300 К наблюдается увеличение намагниченности на обеих температурных зависимостях (ZFC и FC). Мы полагаем, что это связано с присутствием в образце „крупных“ ферромагнитных наночастиц железа или агломератов из наночастиц железа, между которыми имеется сильное магнитное взаимодействие. Взяв за температуру магнитной необратимости  $T_{irr}$  точку пересечения зависимостей ZFC и FC ( $T_{irr} \approx 300$  К) [20], можно оценить средний размер этих частиц, который составил  $\sim 6$  нм.

#### 4. Заключение

Структура и фазовый состав тонких пленок железа, формируемых методом ИСО, неоднородна. Имеется полоса мелкодисперсных частиц железа, которая непосредственно примыкает к подложке. Выше этой полосы наблюдается укрупнение нанокристаллов  $\alpha$ -Fe и их ориентированный рост. Пленки железа с ПМА, в отличие от пленок без ПМА, представляют собой нанокompозит, состоящий из наночастиц железа размером 4–5 нм и оксида железа (FeO). Полученные данные в целом подтверждают сделанный ранее вывод о механизме возникновения ПМА в тонких пленках железа, формируемых методом ИСО [12,13]. А именно, это однородная микродеформация нанокристаллитов железа, которая ведет к появлению дополнительного магнитного момента во всех направлениях благодаря магнитоупругому эффекту. Усреднение этих моментов в плоскости пленки дает ноль из-за случайной ориентации кристаллитов железа. Однако, благодаря текстурированности пленок, индуцированный магнитный момент нанокристаллитов в перпендикулярном направлении суммируется. В результате возникает ПМА.

#### Благодарности

Авторы благодарят В.И. Вдовина и А.К. Гутаковского за ПЭМ-исследования в Институте физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН.

#### Финансирование работы

Настоящая работа выполнена в рамках государственного задания ФИЦ КазНЦ РАН. Часть работы И.Р. Вахитова и А.И. Гумарова выполнена в Казанском (Приволжском) федеральном университете.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] S.A. Wolf, D.D. Awschalom, R.A. Buhrman, J.M. Daughton, S. von Molnar, M.L. Roukes, A.Y. Chtchelkanova, D.M. Treger. *Sci.* **294**, 5546, 1448 (2001).
- [2] I. Žutić, J. Fabian, S.D. Sarma. *Rev. Mod. Phys.* **76**, 2, 323 (2004).
- [3] А.А. Бухараев, А.К. Звездин, А.П. Пятаков, Ю.К. Фетисов. *УФН* **61**, 12, 1288 (2018). [A.A. Bukharaev, A.K. Zvezdin, A.P. Pyatakov, Y.K. Fetisov. *Phys. — Usp.* **61**, 12, 1175 (2018)].
- [4] S. Bandyopadhyay. *Magnetic Straintronics*. Springer, Switzerland (2022). P. 135.
- [5] D.P. Pappas, K.P. Kämper, H. Hopster. *Phys. Rev. Lett.* **64**, 26, 3179 (1990).
- [6] Z. Celinski, B. Heinrich. *J. Appl. Phys.* **70**, 10, 5935 (1991).
- [7] L. Xi, J.M. Lu, J.J. Zhou, Q.J. Sun, D.S. Xue, F.S. Li. *J. Magn. Mater.* **322**, 15, 2272 (2010).
- [8] А.И. Линник, А.М. Прудников, Р.В. Шалаев, В.Н. Варюхин, С.А. Костыря, В.В. Бурховецкий. *Письма в ЖТФ* **38**, 11, 5 (2012). [A.I. Linnik, A.M. Prudnikov, R.V. Shalaev, V.N. Varyukhin, S.A. Kostyrya, V.V. Burkhovetskii. *Tech. Phys. Lett.* **38**, 6, 499 (2012)].
- [9] Н.М. Лядов, В.В. Базаров, И.Р. Вахитов, А.И. Гумаров, Ш.З. Ибрагимов, Д.М. Кузина, И.А. Файзрахманов, Р.И. Хайбуллин, В.А. Шустов. *ФТТ* **63**, 10, 1687 (2021). [N.M. Lyadov, V.V. Bazarov, I.R. Vakhitov, A.I. Gumarov, S.Z. Ibragimov, D.M. Kuzina, I.A. Faizrahmanov, R.I. Khaibullin, V.A. Shustov. *Phys. Solid State* **63**, 11, 1723 (2021)].
- [10] А.В. Петров, С.И. Никитин, Л.Р. Тагиров, А.С. Камзин, Р.В. Юсупов. *Письма в ЖЭТФ* **118**, 2, 104 (2023). [A.V. Petrov, S.I. Nikitin, L.R. Tagirov, A.S. Kamzin, R.V. Yusupov. *JETP Lett.* **118**, 2, 117 (2023)].
- [11] J.K. Hirvonen. *Mater. Sci. Rep.* **6**, 6, 215 (1991).
- [12] N.M. Lyadov, V.V. Bazarov, F.G. Vagizov, I.R. Vakhitov, E.N. Dulov, R.N. Kashapov, A.I. Noskov, R.I. Khaibullin, V.A. Shustov, I.A. Faizrahmanov. *Appl. Surf. Sci.* **378**, 114 (2016).
- [13] N.M. Lyadov, F.G. Vagizov, I.R. Vakhitov, A.I. Gumarov, Sh.Z. Ibragimov, D.M. Kuzina, I.A. Faizrahmanov, R.I. Khaibullin, V.A. Shustov. *Vacuum* **168**, 108860 (2019).
- [14] В.И. Головчук, Ю.А. Бумай, М.Г. Лукашевич, Н.М. Лядов, И.А. Файзрахманов, Р.И. Хайбуллин. *ФТТ* **63**, 12, 2096 (2021). [V.I. Halauchuk, Y.A. Bumai, M.G. Lukashevich, N.M. Lyadov, I.A. Faizrahmanov, R.I. Khaibullin. *Phys. Solid State* **64**, 14, 2324 (2022)].
- [15] P. Sharma, H. Kimura, A. Inoue, E. Arenholz, J.-H. Guo. *Phys. Rev. B* **73**, 5, 052401 (2006).
- [16] P. Sharma, H. Kimura, A. Inoue. *J. Appl. Phys.* **101**, 9, 09N502 (2007).
- [17] M. Coisson, F. Celegato, E. Olivetti, P. Tiberto, F. Vinai, M. Baricco. *J. Appl. Phys.* **104**, 3, 033902 (2008).
- [18] Д.К. Нургалиев, П.Г. Ясонов. Коэрцитивный спектрометр. Патент РФ на полезную модель № 81805. Бюл. ФИПС № 9 (2009).
- [19] Л.И. Миркин. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. Физматгиз, М. (1961). С. 863.
- [20] L. Machala, R. Zboril, A. Gedanken. *J. Phys. Chem. B* **111**, 16, 4003 (2007).
- [21] Г.И. Фролов. *ЖТФ* **74**, 7, 102 (2004). [G.I. Frolov. *Tech. Phys.* **74**, 7, 909 (2004)].
- [22] N.M. Dempsey, L. Ranno, D. Givord, J. Gonzalo, R. Serna, G.T. Fei, A.K. Petford-Long, R.C. Doole, D.E. Hole. *J. Appl. Phys.* **90**, 12, 6268 (2001).
- [23] Z.M. Zeng, P. Khalili Amiri, J.A. Katine, J. Langer, K.L. Wang, H.W. Jiang. *Appl. Phys. Lett.* **101**, 6, 062412 (2012).

Редактор Е.В. Толстякова