

05

## Релаксация магнитных свойств многослойных пленок [Co/Pt]/IrMn в процессе отжига и естественного старения

© А.Н. Орлова,<sup>1</sup> С.А. Гусев,<sup>1</sup> М.В. Сапожников,<sup>1,2</sup> И.Ю. Пашенькин,<sup>1</sup> Д.А. Татарский<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики микроструктур РАН,  
607680 Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
603950 Нижний Новгород, Россия  
e-mail: orlova.anastasia@ipmras.ru

Поступило в Редакцию 15 апреля 2024 г.

В окончательной редакции 15 апреля 2024 г.

Принято к публикации 15 апреля 2024 г.

Исследовано изменение магнитных свойств многослойных пленок Pt/[Pt/Co]<sub>5</sub>/IrMn под действием термического отжига и в ходе естественного старения. Образцы были изготовлены методом высоковакуумного магнетронного напыления. Толщина слоев кобальта варьировалась в пределах от 0.6 до 1.5 nm. Структура и свойства исследованы методами магнитооптической керровской магнитометрии и просвечивающей электронной микроскопии. Обнаружено, что естественное старение приводит только к уменьшению обменного сдвига, в то время как при термическом отжиге в нулевом магнитном поле уменьшение обменного сдвига сопровождается ростом коэрцитивности. Указанные эффекты сильнее проявляются в структурах с тонкими пленками кобальта, с толщиной менее 1 nm.

**Ключевые слова:** ферромагнетик, антиферромагнетик, обменный сдвиг, коэрцитивная сила, перпендикулярная магнитная анизотропия, высоковакуумный термический отжиг, туннельные магнитные контакты.

DOI: 10.61011/JTF.2024.07.58336.121-24

### Введение

Тонкие магнитные пленки с перпендикулярной магнитной анизотропией (ПМА) на сегодняшний день являются неотъемлемым компонентом современной магниторезистивной памяти с произвольным доступом (MRAM). Элемент MRAM представляет собой туннельный магнитный контакт (ТМК), состоящий из двух ферромагнитных слоев, разделенных туннельной прослойкой диэлектрика. Один из ферромагнитных слоев обладает высокой магнитной анизотропией и называется закрепленным или референсным, а второй может переключаться в относительно небольших полях и называется свободным. Сопротивление такого контакта зависит от взаимной ориентации намагниченности ферромагнетиков. MRAM на основе ТМК с перпендикулярной анизотропией обладает рядом преимуществ над ТМК с анизотропией типа „легкая плоскость“, среди которых можно выделить существенно лучшую масштабируемость, высокую термическую стабильность и относительно низкую плотность тока переключения резистивного состояния. Использование ТМК с ПМА позволяет использовать для переключения состояния спин-орбитальные эффекты, такие как спиновый эффект Холла, а также VCMA (Voltage control of magnetic anisotropy) [1] и добиться ультранизких энергий переключения [2].

Один из слоев ферромагнетика является ключевым технологическим элементом ТМК, так называемый референсный или закрепленный слой ферромагнетика [3].

Он носит такое название в силу того, что этот слой имеет фиксированную магнитную ориентацию и не меняется при работе туннельного магнитного контакта. Существует два принципиальных подхода к формированию референсного слоя ТМК. В одном случае, направление намагниченности закрепленного слоя фиксируется с помощью антиферромагнитного РККИ (обменное взаимодействие Рудермана–Киттеля–Касуя–Иосиды) межслоевого обменного взаимодействия с дополнительным слоем ферромагнетика через тонкую прослойку немагнитного металла (например, рутения). Такая пара антиферромагнитно связанных слоев формирует синтетический антиферромагнетик [4,5]. В другом случае, при изготовлении структуры на ферромагнетик с ПМА напыляется слой антиферромагнетика, например, IrMn. Если ферромагнитная пленка остается однородно намагниченной при последующем росте пленки антиферромагнетика, то петля гистерезиса смещается на величину обменного сдвига из-за наличия обменного взаимодействия на границе ферромагнетик–антиферромагнетик. Для наведения однонаправленной анизотропии очень часто используется процедура охлаждения в магнитном поле, при которой структура предварительно разогревается до температуры блокировки антиферромагнетика, т.е. до температуры, ниже которой релаксация намагниченности со временем происходит все менее заметно. Типичные ферромагнетики, которые используются для таких структур являются Co, CoFe и CoFeB, где ПМА формируется на интерфейсах с тонкими слоями пла-

тины, а в качестве антиферромагнетиков применяются IrMn, FeMn, NiMn, PtMn, PtPdMn [6–12].

Также структуры с ПМА, в которых реализовано обменное смещение кривой намагничивания, могут служить средой, в которой формируются решетки скирмионов в нулевом внешнем магнитном поле, что может быть полезно при разработке магниторезистивной памяти, основанной на движении скирмионов. В наших выращенных структурах при исследовании на просвечивающем электронном микроскопе в лоренцевом режиме были обнаружены неоднородные магнитные состояния, а именно скирмионные состояния. Скирмионы наблюдались в пленках с толстыми слоями кобальта (от 1 до 1.5 nm).

Отдельной задачей является обеспечение долговременного функционирования ТМК с технологическими буферными слоями. Установлено, что диффузия атомов марганца при высоких температурах (более 200°C) приводит к существенному ухудшению рабочих характеристик ТМК [13]. Ухудшение связано со структурной перестройкой, а именно диффузией атомов марганца через границу ферромагнетик–антиферромагнетик в пленку ферромагнетика в процессе вакуумного термического отжига при температурах более 250–300°C [14,15]. Ранее было показано, что повысить термическую устойчивость (до 350°C) возможно с помощью использования определенных антиферромагнетиков (NiMn, PtMn) [12]. Альтернативным вариантом подавления диффузии атомов марганца является специфический дизайн интерфейса ферромагнетик–антиферромагнетик: либо использование аморфного слоя CoFeB, либо использование плотноупакованных слоев CoFe с объемно-центрированной кубической решеткой и осевой текстурой (110) [16]. Такое структурирование подавляет „низкотемпературную“ диффузию атомов марганца, связанную с наличием примесных атомов кислорода, в то время как „высокотемпературная“ диффузия связана с вакансиями в аморфном CoFeB и границами зерен в CoFe, но такая диффузия подавлена быть не может.

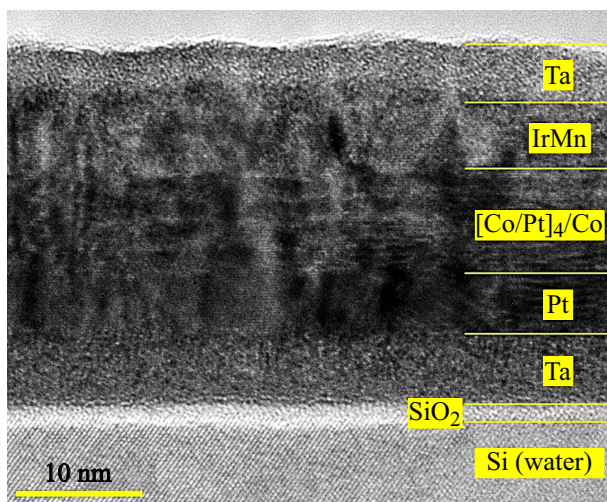
Для успешной реализации туннельного магнитного контакта необходимо одновременно реализовать низкоэрцитивное состояние (избежать уширение петли гистерезиса при длительном использовании и при периодических нагревах ТМК) и стабильность структуры (сохранения таких магнитных свойств, как обменный сдвиг). В настоящей работе было проведено систематическое исследование изменения петли гистерезиса и обменного сдвига в структурах типа Pt/[Pt/Co]<sub>5</sub>/IrMn при естественном старении и при термическом отжиге в зависимости от толщины слоев кобальта. Обсуждаются механизмы сохранения обменного смещения при протекании длительного промежутка времени и возможность его стабилизации за счет правильно подобранной системы материалов для разработки устройств спинтроники.

## 1. Описание образцов и методика эксперимента

Многослойные наноструктуры были изготовлены методом высоковакуумного магнетронного напыления на кремниевой подложке в перпендикулярном магнитном поле (50 mT) при комнатной температуре на установке ATC-2200 (AJA International Inc.). Остаточное давление в ростовой камере не превышало  $3 \cdot 10^{-7}$  Torr. Напыление тонкопленочных периодических структур осуществлялось из сплавных мишеней посредством последовательного распыления мишеней кобальта, платины, тантала и сплава 20% иридия и 80% марганца. При этом скорости осаждения материалов имели следующие значения: Co — 0.10 nm/s, Pt — 0.22 nm/s, IrMn — 0.033 nm/s, Ta — 0.12 nm/s. Многослойные структуры были выращены на кремниевой подложке Si (100), которые обрабатывались в аргоновой высокочастотной плазме с энергией ионов  $\sim 30$  eV перед проведением ростового процесса. После напыления образцы подвергались процедуре „field cooling“: сначала образец нагревался до 250°C, затем помещался в перпендикулярное магнитное поле величиной 400 mT, после чего нагрев отключался, и происходило остывание образца в магнитном поле. Процесс напыления Ta, Co, Pt проходил при комнатной температуре и рабочем давлении аргона в ростовой камере 2 mTorr. Рабочее давление при росте слоя IrMn составляло 4 mTorr. Для обеспечения однородности слоев изготавливаемых структур напыление производилось на вращающиеся подложки с частотой 20 rpm.

Для получения многослойных структур на кремниевую подложку сначала проводилось напыление буферных слоев тантала и платины толщиной 4 nm. Далее выращивается сама периодическая структура Pt/Co, в которой чередуются слои кобальта толщиной от 0.6 до 1.5 nm и слои платины толщиной 1 nm. Затем на верхний слой кобальта напыляется 5-нанометровый слой антиферромагнетика IrMn. Слой антиферромагнетика необходим для закрепления направления намагниченности в ферромагнитном слое за счет обменного смещения. В конце процедуры напыления для защиты от окисления вся структура покрывалась буферным слоем тантала толщиной 3 nm.

Для того чтобы удостовериться, что структура получилась такой, как мы запланировали, были проведены исследования образцов на просвечивающем электронном микроскопе LIBRA 200MC (Carl Zeiss, Jena). Для проведения электронно-микроскопических исследований изготавливались поперечные срезы выращенных пленок при помощи специального препарирования. Процедура подготовки образцов была построена следующим образом. Предварительно из образцов вырезаются пластины прямоугольной формы 4×5 mm. Затем их склеивается „пакет“ образцов при помощи двухкомпонентной эпоксидной смолы, причем структура располагается по центру между жертвенными слоями. Далее из этого пакета проводится высверливание цилиндра с



**Рис. 1.** ВРПЭМ изображение многослойной периодической структуры Ta(5)/Pt(4)/[Pt(1)/Co(0.6)]<sub>5</sub>/IrMn(5)/Ta(3). Цифры в скобках — толщина слоев в нанометрах.

интересующей областью и вклеивание этого цилиндра в латунную трубочку диаметром 3 mm. После этого заготовка распиливается на диски толщиной  $\sim 0,5$  mm при помощи ультратонкого алмазного диска. Последующая полировка тонкого диска проводится в 2 этапа: первый этап — это механическая ручная обработка на шлифовальной бумаге с последовательным уменьшением зернистости до толщины  $\sim 100 \mu\text{m}$ , второй этап — автоматизированное утонение образца, которое выполнялось с помощью шлифовальной машины (димплера), создающей в диске лунку, глубиной от 40 до  $60 \mu\text{m}$ . Финальной стадией препарирования образца является прецизионное ионное травление атомами аргона на установке Fischione TEM Mill, которое проводится до достижения перфорации в центре лунки. Полученное с помощью просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ВРПЭМ) изображение поперечного среза одной из структур представлено на рис. 1.

На полученном изображении поперечного среза хорошо видно, что слои кобальта и платины не перемешиваются, и соблюдается периодичность структуры многослойной пленки Co/Pt. Также можно отметить, что толщины выращенных слоев соответствуют исходно заявленному размеру.

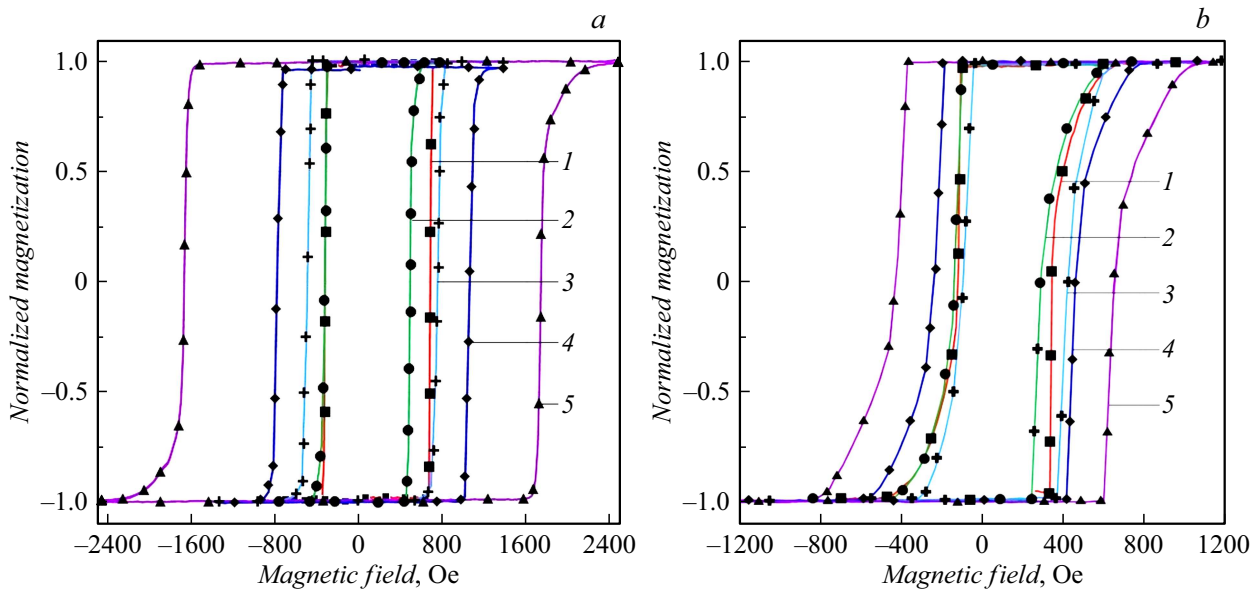
Контроль магнитных свойств пленок и измерения петель гистерезиса проводились на магнитометрической установке путем измерения эффекта Керра в полярной геометрии методом скрещенных поляризаторов при комнатной температуре. В качестве источника излучения мы использовали высоко стабилизированный He–Ne-лазер (Thorlabs HRS015B) с длиной волны 632 nm. Лазер генерирует *p*-поляризованное монохроматическое излучение, которое фокусируется на поверхности образца, расположенном в специальном держателе между полюсами электромагнита с полем до 0.5 T. Мощность

отраженного излучения, прошедшего через анализирующий поляризатор, измерялась при помощи кремниевого фотодиода. Петли гистерезиса намагниченности измерялись как зависимость угла поворота поляризации отраженного света от приложенного магнитного поля.

Программа исследований была организована следующим образом. Сразу после изготовления проводилось измерение петель намагничивания. Первой частью эксперимента является исследование изменений магнитных свойств, происходящих в ходе временного старения. В течение года образцы хранились в закрытых чашках в атмосфере при комнатной температуре. Были обеспечены такие условия, чтобы на образцы не попадали солнечные лучи и искусственный свет, поэтому образцы хранились в темном месте. После чего снова проводилось магнитооптическое исследование для того, чтобы оценить как меняются магнитные свойства с течением времени. По полученным кривым намагничивания мы сделали вывод, что структуры показывают неодинаковые изменения в процессе старения в зависимости от толщины слоев ферромагнетика. После окончания исследования временного старения образцов был произведен их отжиг до температуры  $250^\circ\text{C}$  в перпендикулярном магнитном поле величиной 400 mT. При этом выяснилось, что такой отжиг привел к восстановлению свойств и той и другой группы образцов. После каждой манипуляции с образцами проводились магнитооптические измерения для фиксации изменений.

Вторая часть эксперимента представляет собой исследование с целью проверки влияния температуры на обменное смещение и коэрцитивность пленок. Поэтому далее восстановленные структуры подвергались процедуре высоковакуумного термического отжига без магнитного поля. Предполагалось, что нагревание пленок ускорит естественные процессы старения структур и вызовет такие же изменения, какие наблюдались при временном старении, а именно исчезновение обменного сдвига. Однако после проведения термического отжига без магнитного поля магнитные свойства образцов изменились по-разному и наше первоначальное предположение не подтвердилось для всех образцов из исследуемой серии, так как структуры показывают неодинаковую стабильность к температурным манипуляциям.

Таким образом, в ходе исследований было проведено 5 ключевых измерений, которые мы отметили на графиках, представленных на рис. 2. Измерение № 1 было сделано в апреле 2023 г., которое фиксирует первоначальное состояние образцов сразу после напыления. Исходные пленки демонстрируют перпендикулярную магнитную анизотропию типа „легкая ось“. Далее образцы были убраны в соответствующие условия хранения для выдержки временного интервала, и последующие измерения были проведены в конце февраля 2024 г. Измерение № 2 было проведено без дополнительных воздействий для оценки изменения состояния структур со временем. Сразу после этого образцы подвергались



**Рис. 2.** Кривые намагничивания исследуемых структур: *a* — образец, имеющий слои кобальта толщиной 0.6 nm; *b* — образец с толстыми слоями кобальта толщиной 1.1 nm. Кривая 1 — исходное состояние структур; кривая 2 — их состояние спустя почти год; кривая 3 — восстановленное состояние сразу после отжига в магнитном поле; кривые 4 и 5 — состояния после термического отжига разной длительности без внешнего магнитного поля (1 и 3 h соответственно).

термическому отжигу в магнитном поле для восстановления петель гистерезиса, после чего было проведено измерение № 3. Далее образцы отжигались при той же температуре, но уже без магнитного поля для проверки влияния именно термического воздействия на структуры. Измерение № 4 было выполнено после термического отжига без магнитного поля в течение 1 h. После снятия петлей гистерезиса с отожженных в течение 1 h структур было замечено, что обменный сдвиг почти исчезает, но все же присутствует в пределах до 150 Oe. Поэтому была выдвинута гипотеза, что обменное смещение может и вовсе исчезнуть при более длительном отжиге, вследствие чего было проведено измерение № 5 — измерение после термического отжига в течение 3 h также без внешнего магнитного поля. После чего для каждой кривой намагничивания были рассчитаны поля обменного смещения и коэрцитивности и, таким образом, мы получали графики изменения этих величин после различных манипуляций. Графики будут представлены далее в экспериментальных результатах.

## 2. Экспериментальные результаты и обсуждение

Измерения временного старения были проведены для серии образцов с толщинами кобальта в пределах от 0.6 до 1.5 nm с шагом 0.1 nm по толщине. Условно по форме кривых намагничивания исследованные образцы можно разделить на две группы: с тонкими слоями кобальта (0.6–0.9 nm) и с толстыми слоями кобальта (1.1–1.5 nm). Для каждой из выделенных групп образцов

мы получили характерный вид петель намагничивания, поэтому в настоящей работе будут представлены графики для двух структур, каждая из которых является представителем того или иного вида. Типичный вид кривых намагничивания образцов приведены на рис. 2.

Вид петель намагничивания, полученных методом магнитооптической магнитометрии и представленных на рис. 2, характерен для структур, имеющих перпендикулярную магнитную анизотропию типа „легкая ось“ с остаточной намагниченностью, равной по величине намагниченности насыщения. При этом качественный вид петель на рис. 2 имеет отличия, связанные с различной толщиной ферромагнитной пленки. В структурах с тонкими слоями кобальта кривая намагничивания имеет прямоугольную форму, что говорит о том, что перемагничивание происходит сразу из одного однородно насыщенного состояния в другое однородно насыщенное состояние. Напротив, для структур с толстыми слоями кобальта при увеличении магнитного поля происходит образование доменов, поэтому сразу полного перемагничивания не наблюдается. Система переходит в противоположно насыщенное состояние лишь при дальнейшем увеличении внешнего магнитного поля. Это приводит к тому, что петля намагничивания приобретает характерные „хвосты“.

Измеренные кривые намагничивания структур можно охарактеризовать двумя основными параметрами — это обменный сдвиг и коэрцитивность. Под коэрцитивностью в данном случае понимается ширина петли, а обменный сдвиг определяется положением центра петли по шкале величины приложенного поля. Эти параметры

**Таблица 1.** Основные характеристики петель магнитного гистерезиса для образцов с различными толщинами слоев кобальта

Структура	Параметры, Ое	Измерение				
		№ 1(■)	№ 2(●)	№ 3(+)	№ 4(◆)	№ 5(▲)
Co(0.6 nm)	$H_c$	1140	835	1245	1850	3410
	$H_{bias}$	130	83	123	125	25
Co(0.9 nm)	$H_c$	630	625	780	960	1350
	$H_{bias}$	115	8	110	120	125
Co(1.1 nm)	$H_c$	465	430	515	700	1080
	$H_{bias}$	108	75	158	105	110
Co(1.5 nm)	$H_c$	335	300	405	435	715
	$H_{bias}$	168	150	158	148	157

Примечание.  $H_c$  — ширина петли, а  $H_{bias}$  — обменный сдвиг, значки в скобках соответствуют обозначениям на рис. 2.

**Таблица 2.** Характерные тенденции и изменения магнитных свойств пленок, происходящие в процессе естественного старения и после термического отжига

Структура	Естественное старение		Отжиг при $H = 0$	
	Ширина	Сдвиг	Ширина	Сдвиг
Тонкие слои кобальта (0.6–0.9 nm)	Уменьшается ↓↓↓	Уменьшается ↓↓↓	Увеличивается ↑↑↑	Уменьшается ↓↓↓
Толстые слои кобальта (1–1.5 nm)	Не изменяется —	Не изменяется —	Увеличивается ↑↑↑	Не изменяется —

петель, которые были получены при измерении серии образцов, представлены в табл. 1.

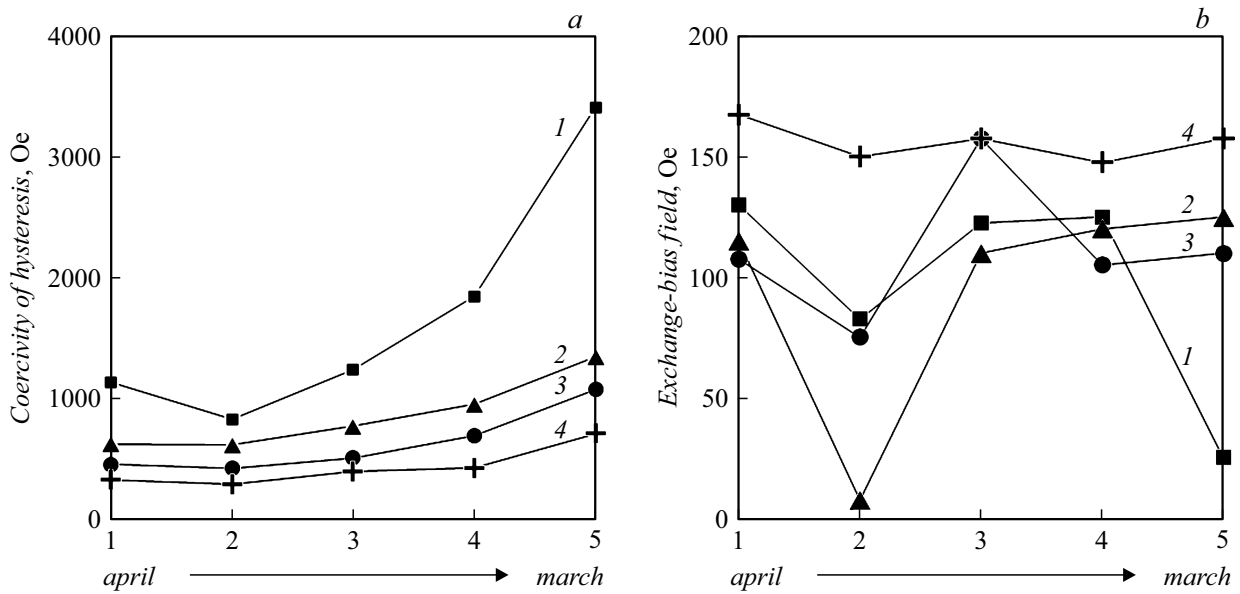
Обращая внимание на результаты вычислений, можно выделить несколько закономерностей, которые говорят об изменениях магнитных свойств. Так как интересующие нас параметры — это ширина и обменный сдвиг петель гистерезиса, то качественно тенденции изменения этих параметров в ходе естественного старения и после термического воздействия отдельно представлены в табл. 2.

Для более наглядного представления результаты измерений были построены в графическом виде, которые представлены на рис. 3: на рис. 3,а представлена зависимость изменения ширины петель гистерезиса после отжига и спустя долгий промежуток времени, а на рис. 3,б — изменение величины обменного сдвига в структурах до и после термического воздействия.

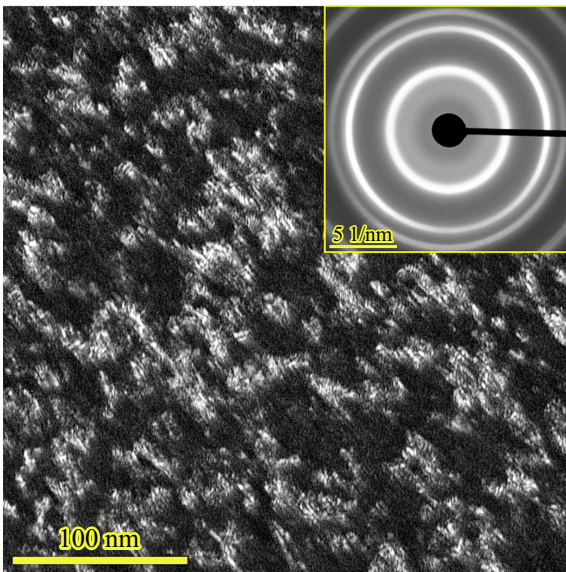
Как видно из графиков, представленных на рис. 3, образцы с тонкими и толстыми слоями кобальта показывают неодинаковые изменения. Однако общая тенденция все же присутствует — уширение петли гистерезиса под влиянием термического отжига. Это связано с тем, что при термическом воздействии наблюдается увеличение среднего размера нанокристаллитов в пленках [17], вследствие чего происходит структурная перестройка

пленки. Обменный сдвиг практически исчезает в образцах с тонкими слоями кобальта при термическом отжиге в отсутствие внешнего магнитного поля и в процессе естественного старения. Но обменный сдвиг в структурах с толстыми слоями кобальта (1.0–1.5 nm) сохраняется и в ходе естественного старения образцов и при воздействии отжига на структуру, в отличие от образцов с тонкими слоями ферромагнетика (0.6–0.9 nm), где обменный сдвиг уменьшается со временем и под температурным воздействием. Вероятно, это происходит из-за того, что слой антиферромагнетика пиннингует с референсным слоем ферромагнетика и поэтому соотношение толщин этих слоев повлияло на поведение обменного смещения в пленках.

Как уже было упомянуто выше, различный размер кристаллитов может повлиять на магнитные свойства структуры. В данном случае увеличение размера нанокристаллитов происходит вследствие проведения термического отжига [17]. Анализ размеров кристаллитов в пленках был произведен с помощью ПЭМ (Carl Zeiss Libra 200MC). С этой целью структуры напылялись на аморфные мембраны из нитрида кремния с прозрачным для электронов окном толщиной 50–100 nm. Оценка среднего размера кристаллитов проводилась с использованием методики темнопольного изображения. Средний



**Рис. 3.** Изменение магнитных свойств структур в зависимости от времени: *a* — изменение коэрцитивности гистерезиса; *b* — изменение обменного сдвига со временем и вследствие термического воздействия. Каждая кривая была построена в зависимости от толщины ферромагнетика в структуре: кривая 1 при толщине кобальта 0,6, 2 — 0,9, 3 — 1,1, 4 — 1,5 нм.



**Рис. 4.** Темнопольная микрофотография структуры Pt(1)/[Pt(1)/Co(1)]<sub>s</sub>/IrMn(5) и дифракционная картина от выделенной области. Цифры в скобках — толщина слоев в нанометрах.

размер областей когерентного рассеяния определяется с помощью автокорреляционного анализа в полярных координатах, который позволяет оценить форму кристаллитов структуры. Размер нанокристаллитов до отжига составляет  $3.4 \pm 0.4$  нм, после отжига размер кристаллитов увеличился примерно в 2 раза. Характерный вид темнопольной микрофотографии одной из структур, полученной с помощью ПЭМ, приведен на рис. 4.

Также на вставке рис. 4 в правом верхнем углу представлена микродифракционная картина от выделенной области исследования, которая представляет собой серию концентрических окружностей. Наличие дифракционных колец говорит о поликристалличности пленок с различной ориентацией кристаллитов.

Таким образом, по результатам магнитооптических измерений можно заключить, что в структурах с толстыми слоями кобальта обменный сдвиг не изменяется с течением времени и в процессе высоковакуумного термического отжига. В таких образцах поле смещения устойчиво к структурным перестройкам. В образцах с тонкими слоями ферромагнетика обменный сдвиг постепенно уменьшается в процессе естественного старения и практически полностью исчезает под действием температуры. Одинаково во всех образцах выявлено увеличение коэрцитивности после термического воздействия, но ширина петель не изменяется с течением времени.

В настоящий момент у нас нет достоверного объяснения причин наблюдаемого поведения, тем не менее мы можем предложить следующее гипотетическое объяснение нашим экспериментальным результатам. По-видимому, изменения, которые происходят при отжиге, связаны с перестройкой кристаллической структуры и поэтому не зависят от соотношения толщины ферромагнитных и антиферромагнитного слоев. Рост кристаллитов приводит к возрастанию коэрцитивности. Изменения, связанные с временным старением, имеют другую природу и происходят благодаря релаксации магнитного состояния в антиферромагнитном слое и могут объясняться перестройкой магнитной структуры.

В наших образцах слой антиферромагнетика наносился на пленку ферромагнетика и поэтому слой кобальта, который ориентирован магнитным полем напылительной установки, задает направление однонаправленной магнитной анизотропии, а слой иридия–марганца магнитно упорядочивается уже в зависимости от направления намагниченности кобальта. При этом надо учесть, что граница между пленками имеет субнанометровые шероховатости, что может приводить к разбиению антиферромагнитной пленки на домены. Если обменно-связанный слой ферромагнетика тонкий, то он не может предотвратить постепенную перестройку доменной структуры в антиферромагнетике, что ведет к уменьшению обменного сдвига. Этот процесс наблюдается как при временном старении, так и при отжиге.

## Заключение

Величина обменного смещения имеет тенденцию к снижению со временем в структурах, имеющих наименьшую толщину ферромагнетика. Но обменный сдвиг сохраняется, когда толщины ферромагнетика и антиферромагнетика становятся сопоставимы или когда ферромагнетика в пленке становится количественно больше. Также во всех образцах наблюдается уширение петли гистерезиса после отжига в отсутствие внешнего магнитного поля из-за термической перестройки структуры.

Полученные данные следует учитывать при разработке туннельных магнитных контактов на основе данной системы материалов со слоями кобальта в качестве референтных слоев. Это связано с тем, что в устройствах магнитной памяти при перемагничивании может происходить периодический нагрев элементов из-за протекающих токов. Несмотря на то что у структур с толстыми слоями кобальта петли гистерезиса уже, что хуже с точки зрения использования их в качестве закрепленного слоя, но они более устойчивы к термическому воздействию и временной деградации и лучше сохраняют первоначальные магнитные свойства.

## Финансирование работы

Работа поддержана грантом РФФИ № 21-72-10176. В работе использовано оборудование ЦКП „Физика и технология микро- и наноструктур“ (Институт физики микроструктур РАН).

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] P. Kh. Amiri, K.L. Wang. *World Scientific*, **02** (03), 1240002 (2012).
- [2] P. Salev, I. Volvach, D. Sasaki, P. Lapa, Y. Takamura, V. Lomakin, I.K. Schuller. *J. Phys. Rev. B*, **107**, 054415 (2023).
- [3] M. Wang, Y. Zhang, X. Zhao, W. Zhao. *Micromachines*, **6** (8), 1023 (2015).
- [4] W. Zhao, X. Zhao, B. Zhang, K. Cao, L. Wang, W. Kang, Q. Shi, M. Wang, Y. Zhang, Y. Wang, Sh. Peng, J.-O. Klein, L.A. De Barros Naviner, D. Ravelosona. *Materials*, **9** (1), 41 (2016).
- [5] S.-E. Lee, T.-H. Shim, J.-G. Park. *NPG Asia Materials*, **8**, 324 (2016).
- [6] E.V. Khomenko, N.G. Chechenin, A.Yu. Goikhman, A.V. Zenkevich. *Condens. Matter*, **88**, 602 (2008).
- [7] H. Gao, Y. Liu. *AIP Advances*, **9**, 015132 (2019).
- [8] J. Sort, V. Baltz, F. Garcia, B. Rodmacq, B. Dieny. *Phys. Rev. B*, **71**, 054411, 2005.
- [9] Y.F. Liu, J.W. Cai, S.L. He. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **42** (11), (2009).
- [10] Q. Ying, L. Yifan. *AIP Advances*, **8**, 025314 (2018).
- [11] D.S. Shapiro, A.D. Mirlin, A. Shnirman. *Phys. Rev. B*, **107**, 125404 (2023).
- [12] G.W. Anderson, Y. Huai, M. Pakala. *J. Appl. Phys.*, **87**, 5726 (2000).
- [13] J.P. Nozieres, S. Jaren, Y.B. Zhang, A. Zeltser, K. Pentek, V.S. Speriosu. *J. Appl. Phys.*, **87**, 3920 (2000).
- [14] A. Maesaka, N. Sugawara, A. Okabe, M. Itabashi. *J. Appl. Phys.*, **83**, 7628 (1998).
- [15] M. Takiguchi, S. Ishii, E. Makino, A. Okabe. *J. Appl. Phys.*, **87**, 2469 (2000).
- [16] Y. Wang, Z.M. Zeng, X.F. Han, X.G. Zhang, X.C. Sun, Z. Zhang. *Phys. Rev. B*, **75**, 214424 (2007).
- [17] С.А. Гусев, Д.А. Татарский, А.Ю. Климов, В.В. Рогов, Е.В. Скороходов, М.В. Сапожников, Б.А. Грибков, И.М. Нефедов, А.А. Фраерман. *ФТТ*, **55** (3), 435 2013.