

# Однонаправленная анизотропия в планарных массивах нанопроволок железа: исследование методом ферромагнитного резонанса

Д.М. Полищук, А.И. Товстолыткин

*Институт магнетизма НАН Украины, бульв. Вернадского, 36-б, г. Киев, 03142, Украина*  
E-mail: atov@imag.kiev.ua

S.K. Arora, B.J. O'Dowd, and I.V. Shvets

*Centre for Research on Adaptive Nanostructures and Nanodevices (CRANN) and School of Physics*  
*Trinity College Dublin, Dublin 2, Ireland*

Статья поступила в редакцию 7 августа 2013 г., после переработки 10 сентября 2013 г.

Исследован ферромагнитный резонанс в планарных массивах нанопроволок (НП) железа, покрытых слоем MgO, в зависимости от времени старения. Планарные массивы НП Fe выращены на ступенчатой вицинальной поверхности окисленных подложек Si (111) методом малоугловой молекулярно-лучевой эпитаксии. С помощью методики ферромагнитного резонанса в данной системе обнаружена перпендикулярная однонаправленная анизотропия, которая становится более выраженной в процессе старения образцов. Сделан вывод, что причиной обнаруженных эффектов является окисление железа и формирование антиферромагнитных областей в окрестности интерфейса Fe/MgO.

Досліджено феромагнітний резонанс у планарних масивах нанодротів (НД) заліза, які покриті шаром MgO, залежно від часу старіння. Планарні масиви НД Fe вирощено на ступінчастій віцинальній поверхні окиснених підкладок Si (111) методом малокутової молекулярно-променевої епітаксії. За допомогою методики феромагнітного резонансу в цій системі виявлено перпендикулярну однонапрявлену анізотропію, яка стає більш вираженою у процесі старіння зразків. Зроблено висновок, що причиною виявлених ефектів є окиснення заліза та формування антиферомагнітних областей поблизу інтерфейсу Fe/MgO.

PACS: 81.07.Gf Нанопроволоки;  
75.30.Gw Магнитная анизотропия;  
75.75.-c Магнитные свойства наноструктур;  
75.70.Cn Магнитные свойства интерфейсов (многослойные пленки, интерфейсы, гетероструктуры).

Ключевые слова: обменное смещение, однонаправленная магнитная анизотропия, нанопроволоки, ферромагнитный резонанс.

## Введение

Обменное смещение, которое обычно наблюдается в системах антиферромагнетик (АФМ)/ферромагнетик (ФМ), вызывает значительный интерес у исследователей из-за неоднозначности трактовки механизмов, лежащих в его основе, а также в связи с перспективами практического применения в устройствах магнитной памяти и магнитных сенсорах [1–6]. Традиционным методом создания обменного смещения является охлаждение АФМ/ФМ структуры в магнитном поле до

температур более низких, чем температура Нееля антиферромагнетика. Сильное обменное взаимодействие между интерфейсными слоями АФМ и ФМ стремится зафиксировать намагниченность ферромагнетика в определенном направлении. Результатом является сдвиг петли гистерезиса по оси абсцисс (появление однонаправленной анизотропии) или/и увеличение коэрцитивной силы [1].

Присутствие однонаправленной анизотропии можно легко зафиксировать с помощью ферромагнитного резонанса (ФМР), где вычисляется эффективное поле

анизотропии [1,4]. В ФМ пленках поле анизотропии симметрично по отношению к поворотам намагниченности на  $180^\circ$ . Обменное смещение нарушает эту симметрию. В результате АФМ/ФМ структуры обнаруживают однонаправленную анизотропию с угловой зависимостью магнитного момента типа  $K_{ud} \cos \theta$ , в отличие от  $K_{ua} \sin 2\theta$  для обычной одноосной анизотропии, где  $\theta$  — угол между намагниченностью и осью анизотропии,  $K_{ud}$  и  $K_{ua}$  — константы однонаправленной и одноосной анизотропии соответственно.

Кроме интереса со стороны фундаментальных исследований, явление обменного смещения имеет значительный потенциал практического применения. Наноструктуры с обменным смещением составляют неотъемлемую часть устройств спинтроники, таких как спиновые вентили и магнитные туннельные переходы [6–12]. В последнее время исследование обменных взаимодействий в АФМ/ФМ наноструктурах привело к разработке новых применений, которые используются для улучшения характеристик постоянных магнитов (за счет индуцированного обменным смещением увеличения коэрцитивности) [7,8] и для преодоления суперпарамагнитного предела в устройствах магнитной записи (повышение устойчивости намагниченности наноструктур по отношению к температурным флуктуациям) [9,10]. Однако исследования на нанообъектах обнаружили новые особенности, которые не наблюдались ранее (или наблюдались лишь в особых случаях) и пока не находят адекватного объяснения [1,12–17].

Хорошо известно, что магнитные свойства, такие как коэрцитивность и остаточная намагниченность низкоразмерных магнитных структур, сильно зависят от их размеров, формы, соотношения геометрических размеров и др. [1,13–15]. В наноструктурах с обменным смещением подобные зависимости обычно имеют достаточно сложный характер. В настоящее время имеется ограниченное число работ, где исследовано влияние уменьшения размера на свойства обменного смещения в таких системах [13,16,17]. Обменное смещение изучено в ФМ–АФМ проволоках со средней шириной 100–400 нм. Полученные результаты выглядят достаточно противоречивыми для проволок, имеющих одинаковый тип структуры, но различный химический состав [18–22]. Например, в работах [16,19] наблюдалось увеличение поля обменного смещения ( $H_E$ ) с уменьшением латерального размера от однородной пленки до субмикронных размеров ( $H_E \propto 1/w$ ), в то время как Fraune *et al.* [17] пишет, что  $H_E$  нечувствительно к ширине проволоки  $w$ . Другие же исследования (например, [18,21]) сообщают об уменьшении  $H_E$  с уменьшением  $w$  ( $H_E \propto w$ ).

Интересные аспекты, касающиеся обменного смещения в магнитных наноструктурах, изложены в работе Fan *et al.* [23], в которой наблюдали однонаправленную анизотропию на интерфейсе Fe/MgO. Авторы при-

ходят к выводу, что обменное смещение является результатом формирования локальных АФМ областей FeO в окрестности интерфейса Fe/MgO. Следует отметить, что MgO часто используется как изолирующий слой в магнитных туннельных контактах и как защитный слой наномagnetиков, поэтому исследование процессов в системе Fe/MgO является особенно важным.

В настоящей работе исследована эволюция однонаправленной анизотропии в планарных массивах нанопроволок (НП) Fe, покрытых защитным слоем MgO. Показано, что наблюдаемая в этой системе однонаправленная анизотропия возникает как следствие появления интерфейсного оксидного слоя, толщина которого увеличивается за счет материала НП Fe с течением времени (эффект старения).

### Техника изготовления планарных массивов НП

Для нанопроволок, изготовленных с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии на подложке, выделяют две основные геометрии: 1) массивы, перпендикулярные к плоскости подложки; 2) массивы, лежащие в этой плоскости. Исследования ведутся в обоих направлениях. Так, в работах [24,25] показано, что с помощью пористого оксида алюминия, поры которого заполняются магнитным материалом, есть возможность синтезировать массивы НП, ориентированных перпендикулярно к плоскости подложки. С другой стороны, существует целый ряд методов для синтеза планарных массивов НП [26–29], которые особенно интересны для использования в планарной электронике [29]. Существенный недостаток упомянутых методик — возможность использования для осаждения НП только на металлические или полупроводниковые поверхности. Что касается магнитных свойств, то планарные массивы НП, образованные с помощью этих методик, характеризуются суперпарамагнитным поведением при комнатных температурах (из-за малой толщины (несколько монослоев) НП) и недостаточной степенью однородности.

Техника ATLAS (the atomic terrace low angle shadowing technique), использующая вицинальные поверхности подложек, дает возможность синтезировать планарные массивы НП, характеризующихся высокой однородностью по размерам (толщине, ширине) и высококачественной периодической структурой [30–32]. Для изготовления НП эта техника дает возможность использовать как металлические или полупроводниковые поверхности, так и оксидные, которые обычно имеют диэлектрические свойства. Ко всему сказанному следует добавить, что ATLAS обладает преимуществами подхода «снизу вверх», состоящими в более быстром производстве и относительной простоте [33,34].

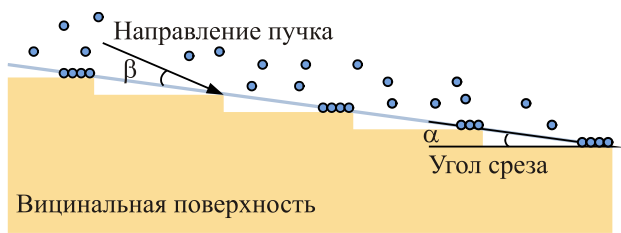


Рис. 1. Схематическое изображение осаждения материала НП на вицинальную поверхность при малых углах (нисходящее направление).

На рис. 1 схематически изображен принцип синтеза НП с помощью техники ATLAS. При малых углах осаждения ( $\beta$ ) ступеньки вицинальной поверхности выступают своего рода трафаретом для падающего потока осаждающегося материала: некоторая часть атомных террас открыта молекулярному лучу, тогда как другая часть геометрически «затенена» атомными ступеньками. Как результат, осажденный материал растет на террасе вдоль края ступеньки. Вицинальные поверхности изготавливаются путем отжига монокристаллов, срезанных в кристаллографических направлениях с малым индексом (например,  $[-112]$ ). Ширина атомных террас может контролироваться выбором угла среза ( $\alpha$ ). Таким образом, интервал между НП в массиве и их ширина могут быть легко контролируемы. Обычно угол осаждения  $\beta$  изменяется в пределах  $1-3^\circ$ . По этому углу и углу среза  $\alpha$  можно рассчитать приблизительную ширину НП:

$$w \approx a \left( \frac{1}{\alpha} - \frac{1}{\alpha + \beta} \right),$$

где  $a$  — высота ступеньки.

Разброс в значениях объемов НП не превышает 10% и связан со статистическими отклонениями в террасоступенчатой структуре, т.е. определенным распределением по ширине ступенек [30,31]. Продemonстрировано, что с помощью техники ATLAS можно преодолеть суперпарамагнитный предел, так как она позволяет контролировать рост магнитных наноструктур с толщиной, достаточной для проявления ферромагнетизма при комнатной температуре [31,32].

### Детали эксперимента

Массивы планарных НП Fe, исследуемые в настоящей работе, были образованы на ступенчатой окисленной вицинальной поверхности Si (111), характеризующейся высокой степенью периодичности, с помощью техники осаждения под малыми углами ATLAS. Образцы были изготовлены в одинаковых условиях при комнатной температуре; угол осаждения составлял  $2^\circ$  в

нисходящем направлении ступенек подложки. Используемые в данном исследовании подложки характеризуются высокой степенью периодичности ступенчатой поверхности Si (угол среза  $2,5^\circ$  вдоль кристаллографического направления  $[11-2]$ ).

Два образца, исследуемые в этой работе, покрыты 5 нм защитным слоем MgO, осажденным при нормальном угле падения. Они отличаются лишь средней толщиной и шириной образованных нанопроволок. Средняя ширина и толщина НП Fe (см. табл. 1) определены на основе анализа сканов атомной силовой микроскопии, сделанных в различных областях массивов НП без нанесенного защитного слоя.

Таблица 1. Средняя ширина и толщина исследуемых НП Fe

Образец	Ширина НП, нм	Толщина НП, нм
№ 1	450	8,5
№ 2	300	3

Исследования ФМР проведены при комнатной температуре с помощью ЭПР спектрометра ELEXSYS E500 (Bruker BioSpin GmbH), оснащенного автоматическим гониометром. Рабочая частота  $f = 9,44$  ГГц ( $X$  диапазон СВЧ). Для ФМР исследований образцы были вырезаны в форме пластин с размерами  $3 \times 3 \times 0,5$  мм. Геометрическая конфигурация ФМР измерений по отношению к массиву НП Fe показана на рис. 2 (здесь  $\theta_h$  — угол между направлением внешнего магнитного поля и нормалью к поверхности образца). Нулевое значение угла  $\theta_h$  находили экспериментальным путем: его выбирали при таком угле поворота, где резонансное поле  $H_{res}$  достигает максимума. Угловые зависимости были изучены в диапазоне углов  $\theta_h = 0-360^\circ$ .

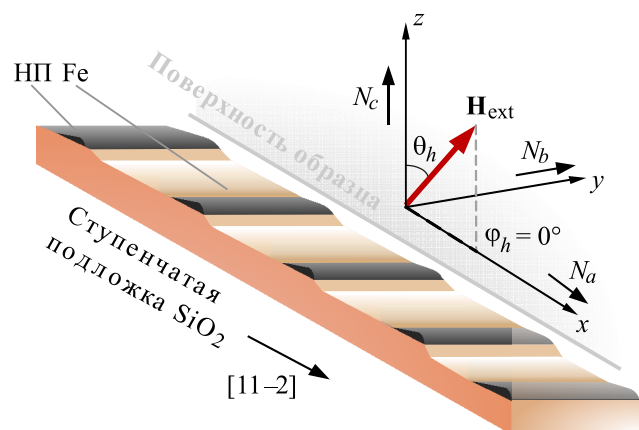


Рис. 2. Схематическое изображение массива НП на ступенчатой окисленной вицинальной подложке Si (111) и геометрия ФМР измерений.

### Результаты и обсуждение

Типичные спектры магнитного резонанса для массивов НП Fe представлены на рис. 3 (образец 1). ФМР сигнал от НП можно достоверно отделить от фона при  $\theta_h = 0^\circ$  и проследить за его смещением при отклонении угла  $\theta_h$  от  $0^\circ$ . Из-за разброса геометрических параметров нанопроволок сигнал ФМР сильно уширен и имеет специфическую несимметричную форму, которая отличается от традиционно наблюдаемых резонансных сигналов, описываемых производной от лоренциана или гауссиана [35–37]. Фоновые сигналы, которые наблюдаются при низких полях и почти не зависят от угла  $\theta_h$ , возникают за счет примесей в подложке [35,36]; они будут исключены из дальнейшего рассмотрения.

Угловые зависимости резонансного поля для образца 1, измеренные при комнатной температуре, изображены на рис. 4. Серии измерений ФМР были проведены через 2 недели, 5 и 6 месяцев после изготовления образцов. Экспериментально полученная зависимость  $H_{\text{res}}(\theta_h)$  является характерной для ферромагнетика в форме сплюснутого цилиндра, т.е.  $H_{\text{res}}$  достигает максимума, когда внешнее магнитное поле направлено вдоль наименьшей оси цилиндра, и уменьшается по мере отклонения внешнего поля от этого направления [37]. Пунктирная линия отображает положение экспериментальных точек в первой серии измерений; она симметрична по отношению к перемагничиванию (аналогичная зависимость была получена и для образца 2). С течением времени угловая зависимость становится несимметричной, что связано с изменением магнитных свойств массивов НП Fe из-за эффектов старения, приводящих к появлению однонаправленной анизотропии.

Для исследования эффектов старения, наблюдаемых в массивах НП Fe, проанализируем более детально

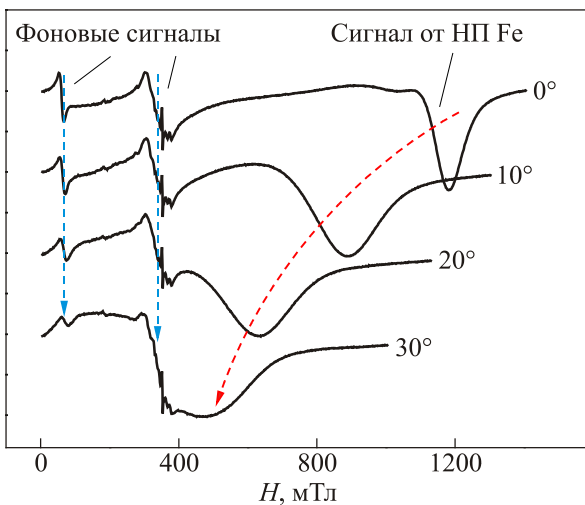


Рис. 3. Типичные спектры ФМР, полученные на образце 1 при комнатной температуре при разных углах  $\theta_h$ .

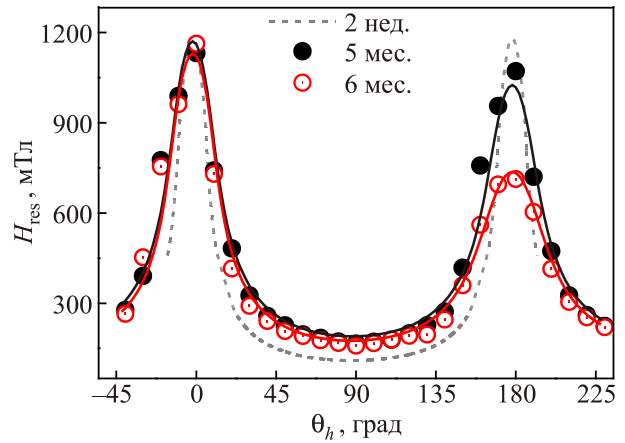


Рис. 4. Угловые зависимости резонансного поля, измеренные при 300 К, для образца 1 после двух недель, пяти и шести месяцев старения. Символы обозначают экспериментальные данные, линии — рассчитанные зависимости.

угловые зависимости  $H_{\text{res}}$  после пяти и шести месяцев старения (рис. 4). С течением времени становится хорошо заметной разница в резонансных полях при  $\theta_h = 0^\circ$  и  $180^\circ$ . Этот факт — характерный признак однонаправленной анизотропии, ось которой в нашем случае направлена вдоль краткой оси НП (здесь и в дальнейшем мы считаем сечение НП близким по форме к эллипсу) [38]. Величина однонаправленной анизотропии связана с толщиной интерфейсного оксидного слоя, который возникает вследствие окисления граничащих с защитным слоем MgO атомов Fe, и выступает в качестве подмагничивающего слоя [23]. С дальнейшим течением времени (после пяти месяцев) величина однонаправленной анизотропии возрастает для образца 1.

Иная ситуация наблюдается в образце 2. Ввиду относительно малой толщины НП Fe образца 2 ( $t \approx 3$  нм), после пяти месяцев почти весь его магнитный материал окислился, что отобразилось в крайне слабом ФМР сигнале, неподдающемся анализу. Поэтому в дальнейшем остановимся на анализе только результатов, полученных на образце 1.

Для получения магнитных параметров и лучшего понимания природы наблюдаемой однонаправленной анизотропии и ее связи с эффективной толщиной оксидного интерфейсного слоя (сформированного за счет объема ФМ), проанализируем ФМР данные на основе подхода, описанного в работах [37,39]. Резонансные условия для однородно намагниченного ферромагнетика можно записать в виде

$$\left(\frac{\omega}{\gamma}\right)^2 = \frac{1}{M^2 \sin^2 \theta} \left[ \frac{\partial^2 U}{\partial \varphi^2} \frac{\partial^2 U}{\partial \theta^2} - \left( \frac{\partial U}{\partial \theta \partial \varphi} \right)^2 \right]; \frac{\partial U}{\partial \theta} = 0, \frac{\partial U}{\partial \varphi} = 0, \quad (1)$$

где  $U$  — свободная энергия,  $\omega$  — резонансная частота ( $\omega = 2\pi f$ ),  $\gamma$  — гиромагнитное отношение, а  $M$  — намагниченность образца.

В сферических координатах

$$\mathbf{H} = (H \cos \varphi_h \sin \theta_h, H \sin \varphi_h \sin \theta_h, H \cos \theta_h),$$

$$\mathbf{M} = (M \cos \varphi \sin \theta, M \sin \varphi \sin \theta, M \cos \theta).$$

Тогда, для нашего случая выражение для свободной энергии будет:

$$U = -MH[\sin \theta \sin \theta_h \cos(\varphi - \varphi_h) + \cos \theta \cos \theta_h] + \\ + \frac{1}{2}M^2(N_a \sin^2 \theta \cos^2 \varphi + N_b \sin^2 \theta \sin^2 \varphi + N_c \cos^2 \theta) + \\ + MH_{ud} \cos \theta = U_Z + U_F + U_{ud}, \quad (2)$$

где  $U_Z$  — энергия Зеемана,  $U_F$  — энергия размагничивания для эллипсоида с главными осями  $a$ ,  $b$ ,  $c$  и размагничивающими факторами  $N_a$ ,  $N_b$ ,  $N_c$  соответственно. Последний член  $U_{ud}$  — энергия однонаправленной анизотропии, выраженная через поле однонаправленной анизотропии  $H_{ud}$  [38].

Характерной чертой исследуемых НП Fe является большое отношение длины НП к ширине, что позволяет рассматривать эти объекты как сильно вытянутые эллипсоиды с  $b \gg a > c$  (см. рис. 2). Это, в свою очередь, означает что  $N_b = 0$  и  $N_a, N_c \neq 0$ . Так как  $N_a + N_b + N_c = 4\pi$ , то можно записать  $N_a = 4\pi - N_c$ . Подставив выражение для свободной энергии (2) в систему (1), получаем систему уравнений для расчета резонансного поля для случая  $\varphi_h = \varphi = 0^\circ$ :

$$\left(\frac{\omega}{\gamma}\right)^2 = [H \cos(\theta - \theta_h) + (4\pi - 2N_c)M \cos 2\theta - H_{ud} \cos \theta] \times \\ \times [H(\sin \theta_h / \sin \theta) - (4\pi - N_c)M], \\ H = \frac{(4\pi - 2N_c)M \sin 2\theta + 2H_{ud} \sin \theta}{2 \sin(\theta_h - \theta)}. \quad (3)$$

Мы использовали систему (3) для описания экспериментальных зависимостей  $H_{res}(\theta_h)$  и получения параметров  $M$ ,  $N_c$  и  $H_{ud}$ . На рис. 4 сплошными линиями показаны рассчитанные угловые зависимости, которые достаточно хорошо описывают экспериментальные точки, что дополнительно подтверждает применимость рассматриваемого подхода к поведению НП Fe.

Анализ угловых зависимостей резонансного поля для образца 1 показал, что эффективная намагниченность образца уменьшается с  $12,7 \cdot 10^5$  до  $6,8 \cdot 10^5$  А/м вследствие старения на протяжении пяти месяцев, а потом и до  $5,0 \cdot 10^5$  А/м после шести месяцев старения. Вместе с уменьшением намагниченности старение в данном случае приводит к возникновению однонаправленной анизотропии, которая проявляет себя в появлении разности между  $H_{res}(0^\circ)$  и  $H_{res}(180^\circ)$  (см. рис. 4). Значения поля однонаправленной анизотропии

( $H_{ud}$ ) после пяти и шести месяцев старения рассматриваемого образца составляют 75 и 200 мТл. Параметры, вычисленные из аппроксимированных кривых  $H_{res}(\theta_h)$ , представлены в табл. 2.

Таблица 2. Магнитные параметры, полученные в результате анализа данных ФМР для образца 1

Время, мес.	$N_c$	$M_{eff}$ , А/м	$H_{ud}$ , мТл
0,5	12,3	$12,7 \cdot 10^5$	—
5	11,6	$6,8 \cdot 10^5$	75
6	12,1	$5,0 \cdot 10^5$	200

Полученные в результате проведенного анализа параметры позволяют сделать вывод о характере окисления НП Fe. Для этого нужно использовать фактор размагничивания  $N_c$  (см. формулу (3) и рис. 2), который в нашем случае ( $b \gg a, c$ ) легко выражается через ширину  $w$  и толщину  $t$  НП [40]:

$$\frac{w}{t} = \frac{N_c}{4\pi - N_c}. \quad (4)$$

В результате старения (окисления в нашем случае) параметры  $t$  и  $w$  изменяются, что приводит к изменениям в значении  $N_c$ .

Для размагничивающего фактора  $N_c$  образца 1 в первой серии измерений (две недели после изготовления) было получено значение  $12,4 \pm 0,1$ , что близко к  $N_c$ , рассчитанному на основе формулы (4) ( $N_c = 12,33$ ), где вместо  $t$  и  $w$  стоят номинальные параметры НП Fe. Таким образом, можно сделать вывод, что старение на протяжении двух недель лишь незначительно повлияло на геометрические и магнитные параметры НП Fe. После пяти месяцев старения  $N_c = 11,6$ , т.е. отношение  $w/t$  возросло, что говорит об окислении НП не только по толщине, но и по ширине (относительная ширина НП стала меньше). Наконец, после шести месяцев  $N_c \approx 12,1$ , что свидетельствует о преобладании окисления по толщине на этом этапе. На основе формулы (2) можно оценить, насколько уменьшилась толщина НП за последний месяц старения, предполагая, что ширина НП за это время не изменилась. Так, мы получаем, что

$$t^{6 \text{ мес}} / t^{5 \text{ мес}} \cdot 100\% \approx 50\%.$$

Следовательно, на основе анализа данных ФМР показано, что НП Fe, покрытые защитным слоем MgO, характеризуются уменьшением эффективного объема НП с течением времени. Полученные результаты поддаются объяснению в предположении, что покрытие НП Fe слоем MgO вызывает процессы окисления на интерфейсе между Fe и MgO. Появление интерфейсного слоя оксида железа вызывает уменьшение толщины НП Fe и появление однонаправленной анизотропии, которая отображает эффект обменного смещения между антиферромагнитным слоем оксида железа и ферромагнитным материалом НП Fe на их интерфейсе

[1,23]. Следует отметить, что эффекты, обнаруженные в настоящей работе, хорошо воспроизводимы и наблюдаются также в покрытых защитным слоем MgO нанопроволоках Fe, имеющих другую геометрию и изготовленных при других условиях [41].

Интригующая особенность, выявленная в наших исследованиях, состоит в том, что ось однонаправленной анизотропии направлена перпендикулярно к плоскости, в которой лежит массив НП Fe. Эта, а также другие особенности выходят за рамки упрощенной концепции обменного смещения в АФМ/ФМ структурах, поэтому они должны быть проанализированы более детально.

В рамках упрощенной концепции считается общепринятым, что: 1) эффекты обменного смещения не наблюдаются (или ослаблены) в случае, если АФМ/ФМ пара охлаждается в нулевом магнитном поле [1]; 2) однонаправленная анизотропия с осью, не лежащей в плоскости пленки, наблюдается только в тонкопленочных системах с перпендикулярной анизотропией [42,43]; 3) поле однонаправленной анизотропии обычно составляет несколько миллиТесла и лишь в некоторых случаях достигает величин в 1 Тл или больше [1].

Эксперименты, выполненные в последнее время на наномасштабных объектах, открыли новые особенности, которые не наблюдались ранее (или наблюдались очень редко) и которые выходят за рамки упрощенного подхода к пониманию обменного смещения. Так, было показано, что: 1) спиновая структура в области АФМ/ФМ интерфейса не остается замороженной ниже температуры Нееля и может быть изменена путем прикладывания больших магнитных полей, приводящих к изотермически индуцированным эффектам обменного смещения [44,45]; 2) изменения интерфейсной спиновой структуры, индуцированные изотермически или путем прикладывания магнитного поля в процессе охлаждения образца, являются необратимыми [44,45]; 3) для некоторых АФМ/ФМ пар или геометрий образцов, направление изотермически индуцированных эффектов обменного смещения близко к направлению приложенного магнитного поля [46]; 4) обменная связь в области АФМ/ФМ интерфейса может быть существенно усилена путем введения различных дефектов в АФМ слой [47].

Учитывая эти особенности, все результаты, полученные в настоящей работе, получают разумное объяснение. Проведение резонансных измерений после определенного периода старения образцов начиналось с такой конфигурации, в которой внешнее магнитное поле, достигающее 14 кЭ, было приложено перпендикулярно к плоскости пленки ( $\theta_h = 0$  (см. рис. 2)). Так как обменное смещение чувствительно к количеству дефектов и толщине АФМ слоя, логично предположить, что величина приложенного поля была достаточной для изотермического индуцирования обменного

смещения. Выше было отмечено, что индуцированные изменения спиновой структуры в области АФМ/ФМ интерфейса являются необратимыми, поэтому все последующие измерения при углах  $\theta_h$ , отличающихся от нуля, отражали наличие индуцированной однонаправленной анизотропии с осью, перпендикулярной к плоскости, в которой лежит массив НП Fe.

Отдельного обсуждения заслуживает следующий вопрос. На первый взгляд кажется неожиданным наблюдение антиферромагнетизма в окисленном слое железа при 300 К, поскольку известно, что объемный FeO имеет температуру Нееля  $T_N$ , равную 198 К [23,38]. Однако исследования, выполненные в последнее время на нанослоях FeO, показали, что такое поведение является ожидаемым. Результаты работ [23,48] свидетельствуют, что температура Нееля тонкого слоя FeO, находящегося внутри ФМ матрицы, возрастает и может значительно превышать комнатную температуру. Увеличение  $T_N$  объясняется воздействием ФМ окружения на ультратонкий АФМ слой, которое (воздействие) возникает в результате обменной связи магнитных моментов интерфейсных слоев ферромагнетика и антиферромагнетика [49]. Очевидно, подобная картина наблюдается и в нашем случае.

## Заключение

С помощью методики ФМР исследовано влияние эффектов старения на магнитные свойства планарных массивов НП Fe, в ходе которого (старения) в системе обнаружено появление однонаправленной магнитной анизотропии. Установлено, что с течением времени этот вид анизотропии становится более выраженным. Зафиксированы изменения магнитных параметров с течением времени: так, после шести месяцев старения намагниченность образца 1 ( $t_{NW} = 8,5$  нм) уменьшается более чем на  $7 \cdot 10^5$  А/м, а эффективное поле однонаправленной анизотропии  $H_{ud}$  возрастает до 200 мТл. В то же время образец 2 ( $t_{NW} = 3$  нм) после пяти месяцев старения полностью потерял ферромагнитные свойства вследствие почти полного окисления магнитного материала. Таким образом, механизмом старения является окисление НП Fe вблизи границы раздела Fe/MgO из-за образования АФМ оксидного слоя FeO за счет материала НП.

Полученные данные показали новые особенности эффектов обменного смещения, которые могут быть важны для наномасштабных материалов и структур и должны быть исследованы более детально в последующих работах.

Авторы выражают глубокую благодарность В.О. Голубу за содействие данной работе и Д.И. Подъяловскому за помощь в проведении ФМР измерений. Работа частично поддержана Научно-технологическим центром в Украине, проект #5714.

1. J. Nogues, J. Sort, V. Langlais, V. Skumryev, S. Surinach, J.S. Munoz, and M.D. Baro, *Phys. Rep.* **422**, 65 (2005).
2. A. Hoffmann, M. Grimsditch, J.E. Pearson, J. Nogues, W.W.A. Macedo, and I.K. Schuller, *Phys. Rev. B* **67**, 220406 (2003).
3. F. Radu and H. Zabel, *Springer Tr. Mod. Phys.* **227**, 97 (2007).
4. V.O. Golub, V.V. Dzyublyuk, A.I. Tovstolytkin, S.K. Arora, R. Ramos, R.G.S. Sofin, and I.V. Shvets, *J. Appl. Phys.* **107**, 09B108 (2010).
5. T. Mewes, H. Nembach, J. Fassbender, H. Hillebrands, Joo-Voo Kim, and R.L. Stamps, *Phys. Rev. B* **67**, 104422 (2003).
6. P. Grünberg, *Sensors Actuat. A: Phys.* **91**, 153 (2001).
7. J. Sort, J. Nogues, S. Surinach, J.S. Munoz, M.D. Baro, E. Chappel, F. Dupont, and G. Chouteau, *Appl. Phys. Lett.* **79**, 1142 (2001).
8. J. Sort, S. Surinach, J.S. Munoz, M.D. Baro, J. Nogues, G. Chouteau, V. Skumryev, and G.C. Hadjipanayis, *Phys. Rev. B* **65**, 174420 (2002).
9. V. Skumryev, S. Stoyanov, Y. Zhang, G. Hadjipanayis, D. Givord, and J. Nogues, *Nature* **423**, 850 (2003).
10. J. Eisenmenger and I.K. Schuller, *Nature Mater.* **2**, 437 (2003).
11. F. Radu, R. Abrudan, I. Radu, D. Schmitz, and H. Zabel, *Nature Commun.* **3**, 1728 (2012).
12. J.H. Jung, S.H. Lim, and S.R. Lee, *Appl. Phys. Lett.* **101**, 242403 (2012).
13. S.K. Arora, B.J. O'Dowd, B. Ballesteros, P. Gambardella, and I.V. Shvets, *Nanotechnology* **23**, 235702 (2012).
14. H. Zheng, R. Skomski, L. Menon, Y. Liu, S. Bandyopadhyay, and D.J. Sellmyer, *Phys. Rev. B* **65**, 134426 (2002).
15. K.R. Pirota, E.L. Silva, D. Zanchet, D. Navas, M. Vazquez, M. Hernandez-Velez, and M. Knobel, *Phys. Rev. B* **76**, 233410 (2007).
16. Y. Otani, A. Nemoto, S.G. Kim, K. Fukamichi, O. Kitakami, and Y. Shimada, *J. Magn. Magn. Mater.* **198–199**, 434 (1999).
17. M. Fraune, U. Rudiger, G. Güntherodt, C. Cardoso, and P. Freitas, *Appl. Phys. Lett.* **77**, 3815 (2000).
18. S. Mao, J. Giusti, N. Amin, J. van Ek, and E. Murdock, *J. Appl. Phys.* **85**, 6112 (1999).
19. A. Nemoto, Y. Otani, S.G. Kim, K. Fukamichi, K. Kitakami, and Y. Shimada, *Appl. Phys. Lett.* **74**, 4026 (1999).
20. J. Sort, M. Fraune, C. Koenig, B. Beschoten, and G. Güntherodt, *Appl. Phys. Lett.* **84**, 3696 (2004).
21. Y. Shen, Y. Wu, H. Xie, K. Li, J. Qiu, and Z. Guo, *J. Appl. Phys.* **91**, 8001 (2002).
22. S.H. Chung, A. Hoffmann, and M. Grimsditch, *Phys. Rev. B* **71**, 214430 (2005).
23. Y. Fan, K.J. Smith, G. Lupke, A.T. Hanbicki, R. Goswami, C.H. Li, H.B. Zhao, and B.Tr. Jonke, *Nature Nanotechnology* **8**, 438 (2013).
24. J. Sanchez-Barriga, M. Lucas, F. Radu, E. Martin, and M. Multigner, *Phys. Rev. B* **80**, 184424 (2009).
25. K.R. Pirota, E.L. Silva, D. Zanchet, D. Navas, M. Vazquez, M. Hernandez-Velez, and M. Knobel, *Phys. Rev. B* **76**, 233410 (2007).
26. J.-L. Lin, D.Y. Petrovykh, A. Kirakosian, H. Rauscher, F.J. Himpsel, and P.A. Dowben, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 829 (2001).
27. B. Borca, O. Fruchart, Ph. David, A. Rousseau, and C. Meyer, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 142507 (2007).
28. T. Kim, B. Naser, R.V. Chamberlin, M.V. Schilfgaard, P.A. Bennett, and J.P. Bird, *Phys. Rev. B* **76**, 184404 (2007).
29. I.V. Shvets, H.C. Wu, V. Usov, F. Cuccureddu, S.K. Arora, and S. Murphy, *Appl. Phys. Lett.* **92**, 023107 (2008).
30. F. Cuccureddu, V. Usov, S. Murphy, C.O. Coileain, and I.V. Shvets, *Rev. Scientific Instrum.* **79**, 053907 (2008).
31. S.K. Arora, B.J. O'Dowd, P.C. McElligot, I.V. Shvets, P. Thakur, and N.B. Brookes, *J. Appl. Phys.* **109**, 07B106 (2011).
32. S.K. Arora, B.J. O'Dowd, C. Nistor, T. Balashov, B. Ballesteros, A. Lodi Rizzini, J.J. Kavich, S.S. Dhesi, P. Gambardella, and I.V. Shvets, *J. Appl. Phys.* **111**, 07E342 (2012).
33. J. Viernow, J.-L. Lin, D.Y. Petrovykh, F.M. Leibsle, F.K. Men, and F.J. Himpsel, *Appl. Phys. Lett.* **72**, 948 (1998).
34. Sang Ouk Kim, Harun H. Solak, Mark P. Stoykovich, Nicola J. Ferrier, Juan J. de Pablo, and Paul F. Nealey, *Nature* **424**, 411 (2003).
35. M.D. Glinchuk, I.P. Bykov, S.M. Kornienko, V.V. Laguta, A.M. Slipenyuk, A.G. Bilous, O.I. V'yunov, and O.Z. Yanchevskii, *J. Mater. Chem.* **10**, 941 (2000).
36. A.I. Tovstolytkin, V.V. Dzyublyuk, D.I. Podyalovskii, X. Moya, C. Israel, D. Sánchez, M.E. Vickers, and N.D. Mathur, *Phys. Rev. B* **83**, 184404 (2011).
37. A.G. Gurevich and G.A. Melkov, *Magnetization Oscillations and Waves*, FL: CRC Press, Boca Raton (1996).
38. S. Chikazumi, *Physics of Ferromagnetism*, Oxford University Press, New York (2005).
39. J. Smit and H.G. Beljers, *Phillips Res. Rep.* **10**, 113 (1955).
40. J.A. Osborn, *Phys. Rev.* **67**, 351 (1945).
41. S.K. Arora, B.J. O'Dowd, D.M. Polishchuk, A.I. Tovstolytkin, P. Thakur, N.B. Brookes, B. Ballesteros, P. Gambardella, and I.V. Shvets, *J. Appl. Phys.* **114**, 133903 (2013).
42. J.L. Menendez, D. Ravelosona, and C. Chappert, *J. Appl. Phys.* **95**, 6726 (2004).
43. J. Sort, B. Dieny, M. Fraune, C. Koenig, F. Lunnebach, B. Beschoten, and B. Guntherodt, *Appl. Phys. Lett.* **84**, 3696 (2004).
44. J. Nogues, L. Morellon, C. Leighton, M.R. Ibarra, I.K. Schuller, *Phys. Rev. B* **61**, R6455 (2000).
45. J. Camarero, Y. Pennec, J. Vogel, S. Pizzini, M. Cartier, F. Fettar, F. Ernult, A. Tagliaferri, N.B. Brookes, and B. Dieny, *Phys. Rev. B* **67**, R020413 (2003).
46. J. Nogues, J. Sort, S. Surinach, J.S. Munoz, M.D. Baro, J.F. Bobo, U. Luders, E. Haanappel, M.R. Fitzsimmons, A. Hoffmann, and J.W. Cai, *Appl. Phys. Lett.* **82**, 3044 (2003).
47. J. Keller, P. Miltenyi, B. Beschoten, G. Güntherodt, U. Nowak, and K.D. Usadel, *Phys. Rev. B* **66**, 014431 (2002).
48. S. Couet, K. Schlage, R. Ruffer, S. Stankov, Th. Diederich, B. Laenens, and R. Röhlberger, *Phys. Rev. Lett.* **103**, 097201 (2009).
49. J.A. Borchers, R.W. Erwin, S.D. Berry, D.M. Lind, J.F. Anker, E. Lochner, K.A. Shaw, and D. Hilton, *Phys. Rev. B* **51**, 8276 (1995).

**Unidirectional anisotropy in planar arrays of iron nanowires: ferromagnetic resonance study**

**D.M. Polishchuk, A.I. Tovstolytkin, S.K. Arora, B.J. O'Dowd, and I.V. Shvets**

Ferromagnetic resonance in planar arrays of MgO capped iron nanowires (NW) has been studied as a function of sample aging time. The planar NW arrays were grown on a stepped vicinal surface of oxidized Si (111) substrates by means of low-angle molecular beam epitaxy. The ferromagnetic resonance measurements revealed a perpendicular unidirectional anisotropy, which became more pronounced with increasing

the sample aging time. It is concluded that the observed effects originate from oxidation of iron and formation of antiferromagnetic regions in the vicinity of the Fe/MgO interface.

PACS: 81.07.Gf Nanowires;  
75.30.Gw Magnetic anisotropy;  
**75.75.-c** Magnetic properties of nanostructures;  
75.70.Cn Magnetic properties of interfaces (multilayers, interfaces, heterostructures).

Keywords: exchange bias, unidirectional magnetic anisotropy, nanowires, ferromagnetic resonance.