

05

Особенности процесса перемагничивания нанокompозитных гетерофазных постоянных магнитов

© Ю.П. Кабанов, В.С. Горнаков

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка

E-mail: gornakov@issp.ac.ru

Поступило в Редакцию 6 августа 2002 г.

В условиях действия плоскостного внешнего магнитного поля изучен процесс перемагничивания обменно-связанной тонкопленочной двухслойной структуры Fe/Sm₂Co₇. Из анализа локальных изменений намагниченности, полученных с использованием метода магнитооптических индикаторных пленок, установлено, что перемагничивание осуществляется за счет неоднородного вращения магнитных моментов в Fe и SmCo слоях как по толщине, так и вдоль плоскости образца. Обнаружено, что благодаря обменному взаимодействию между слоями процесс перемагничивания всей структуры вдоль легкой оси обусловлен преимущественно процессами формирования обменных спиновых спиралей и доменных границ в магнитомягком слое, тогда как при перемагничивании под углом α к легкой оси намагниченность в магнито жестком слое начинает играть заметную роль и является определяющей при $\alpha = 90^\circ$.

Новый класс постоянных магнитов, состоящих из нанодисперсных магнитомягких (ММ) и магнито жестких (МЖ) ферромагнетиков, был впервые предложен в работе Кнеллера и Хавига [1]. Они показали, что благодаря обменному взаимодействию на границе раздела ММ фазы, обладающей большим значением магнитной индукции $\mathbf{V} = 4\pi\mathbf{M}$, и МЖ фазы с максимальным значением кристаллографической анизотропии оказывается возможным синтезировать материал с рекордным значением энергетического произведения $(\mathbf{V}H_c)_{\max}$, где H_c — коэрцитивность композита. Совершенствование методов эпитаксиального выращивания гетерофазных структур позволило синтезировать в последние годы ферромагнитные нанокompозиты, состоящие из тонких обменно-связанных ММ и МЖ пленок [2]. Определяющим при оптимизации свойств таких структур является понимание процессов перемагничивания в них. Их отличительной особенностью является

обусловленное межфазным обменным взаимодействием эффективное неоднородное поле, которое формирует при перемагничивании спиральную спиновую пружину и приводит к существенно неоднородным спин-ориентационным фазовым превращениям [3]. Поэтому при анализе микромеханизмов перемагничивания таких гетерофазных нанокompозитных структур возникает необходимость решения фундаментальной проблемы влияния межфазной поверхности на процессы закручивания спинов и формирования доменных границ (ДГ) в квазидвумерных слоях, толщина которых сопоставима или меньше ширины ДГ. Наиболее продвинутыми как по синтезу, так и по теоретическому и экспериментальному изучению оказались двухслойные структуры, состоящие из обменно-связанных тонких пленок SmCo и Fe [1–6], в которых оси c [0001] гексагональных SmCo кристаллитов лежат в плоскости этих пленок и являются осями легкого намагничивания (ОЛН). Однако формирование неоднородных спиновых структур в них при перемагничивании до сих пор должным образом не изучено. Экспериментальному изучению особенностей перемагничивания легкоосной ММ/МЖ двухслойной пленки в эпитаксиальной Fe (50 nm)/Sm₂Co₇ (35 nm)/Cr (20 nm) структуре, нанесенной магнетронным распылением на MgO (110) подложку, посвящена эта работа.

Макроскопические магнитные измерения структуры Fe/Sm₂Co₇ (рис. 1) были выполнены с помощью SQUID-магнетометра. Микроскопические измерения процесса ее перемагничивания (рис. 2) осуществлялись путем визуализации нормальных компонент локальных полей рассеяния \mathbf{H}_\perp образца посредством магнитооптической индикаторной пленки (МОИП), расположенной непосредственно на его поверхности [6]. Намагниченность МОИП в отсутствие внешних магнитных полей лежала в плоскости и отклонялась от нее под действием \mathbf{H}_\perp , формируя, благодаря двойному эффекту Фарадея, магнитооптическое (МО) изображение этих полей в отраженном поляризованном свете. Противоположным направлениям поля \mathbf{H}_\perp соответствуют черный и белый цвета. При однородном распределении \mathbf{M} в плоскости образца МО контраст максимален вдоль оси симметрии МО портрета (рис. 2), формируемого полями рассеяния структуры Fe/Sm₂Co₇ на краях круглого отверстия, которое пронизывало эту структуру насквозь. А величина и изменение контраста соответствуют величине и изменению поля \mathbf{H}_\perp и, как следствие, намагниченности \mathbf{M} , усредненной по толщине структуры. Таким образом, реальное распределение \mathbf{M} в структуре Fe/SmCo

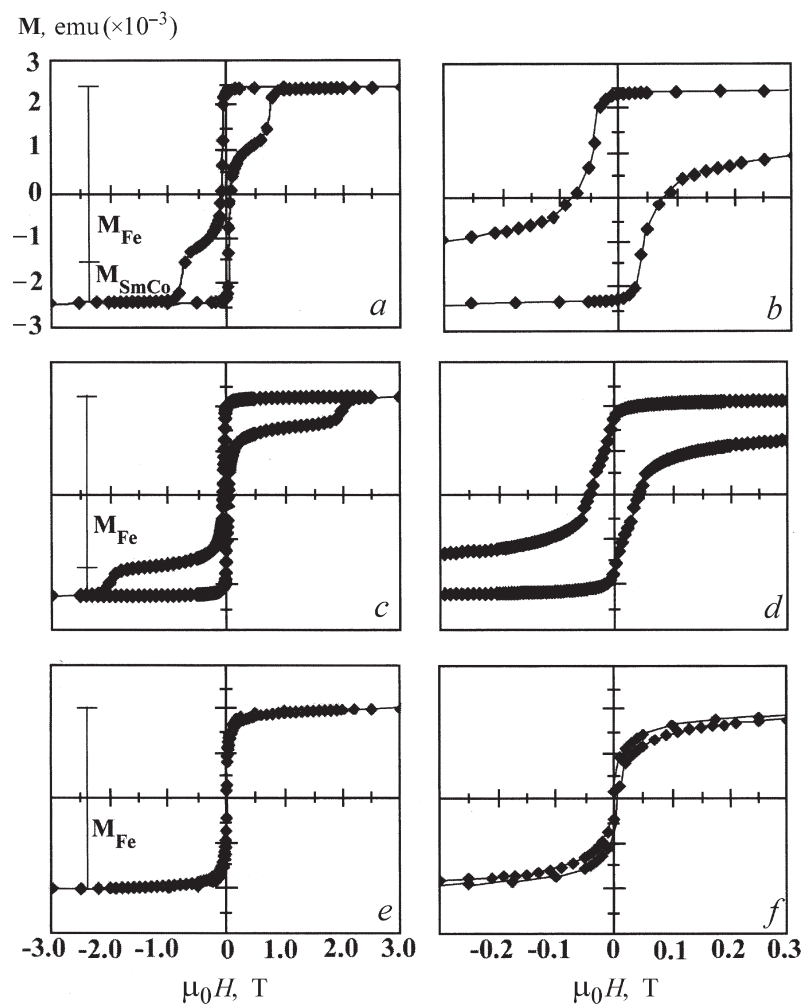


Рис. 1. Петли гистерезиса двухслойной структуры Fe/Sm₂Co₇, измеренные вдоль оси легкого намагничивания (*a, b*), под углом 45° к этой оси (*c, d*) и перпендикулярно к ней (*e, f*). Вертикальные линейки на левых графиках иллюстрируют соотношение намагниченностей насыщения в слое железа M_{Fe} и самарий-кобальта M_{SmCo} .

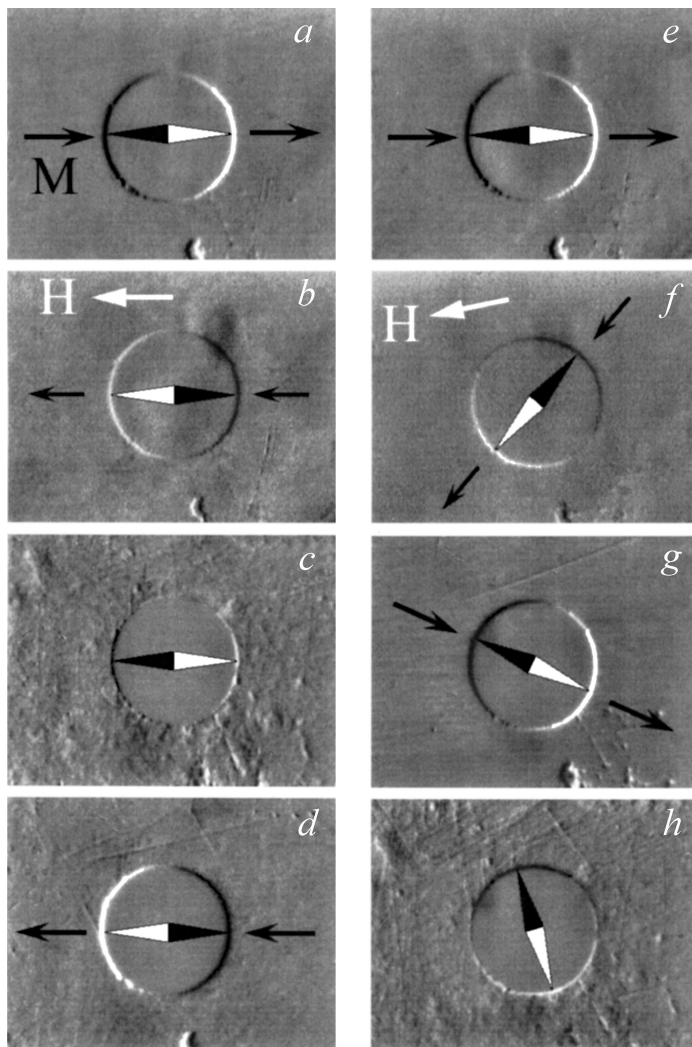


Рис. 2. Магнитооптические изображения участка образца с отверстием при его перемагничивании вдоль оси легкого намагничивания ($a-d$) и под углом 12° к ней ($e-h$). a, e — $\mu_0 H = 0$ Т; b, f — 0.1 Т; c, g — 0.7 Т; d, h — 0.87 Т. Диаметр отверстия — $300 \mu\text{m}$.

характеризуется двумя величинами: экстремальным отклонением интенсивности МО сигнала вдоль оси симметрии МО портрета (показана компасной стрелкой на рис. 2) и углом поворота этой оси относительно ОЛН структуры. Анализ их изменения при перемагничивании внешним полем \mathbf{H} , приложенным под разными углами, позволяет определить распределение магнитных моментов в слоях и влияние на него интерфейса.

Петли гистерезиса, приведенные на рис. 1, измерены при \mathbf{H} , параллельном ОЛН (a, b), под углом 45° к этой оси (c, d) и вдоль оси трудного намагничивания (e, f). Особенностью процесса перемагничивания исследуемой нанокompозитной структуры вдоль ОЛН является его двухстадийность (рис. 1, a, b). В области относительно малых \mathbf{H} происходит перемагничивание магнитомягкой части структуры, а затем, в более высоких полях, — ее магнито жесткой части. Такой процесс существенно неоднороден по толщине благодаря закручиванию спинов в ММ слое [1,3,6]. Он в значительной степени должен определяться как анизотропией МЖ слоя [3–5], так, очевидно, и ориентацией \mathbf{H} по отношению к ОЛН [4,6].

Отклонение \mathbf{H} от направления ОЛН на некоторый угол α приводит к изменению характерных полей перемагничивания и величины полной намагниченности образца. В эксперименте, представленном на рис. 1, c, d ($\alpha = 45^\circ$), стабилизация намагниченности после завершения первой стадии наступала в меньших полях, тогда как окончательное перемагничивание до насыщения происходило в более высоких полях. При этом величина полной намагниченности оказалась меньше, чем при перемагничивании вдоль ОЛН. В случае ориентации \mathbf{H} вдоль оси трудного намагничивания ($\alpha = 90^\circ$) регистрировалась лишь начальная стадия перемагничивания (рис. 1, e, f). При этом величина \mathbf{M} в насыщении становилась еще меньше. Очевидно, что механизмы перемагничивания вдоль ОЛН и под углом к ней различны. Чтобы выяснить их отличительные особенности были осуществлены микроскопические МО измерения процесса перемагничивания как вдоль ($\alpha = 0^\circ$) ОЛН (рис. 2, $a-d$), так и под углом $\alpha = 12^\circ$ к ней (рис. 2, $e-h$). После намагничивания образца полем $+7\text{ Т}$ до насыщения вдоль ОЛН поле уменьшалось до нуля (рис. 2, a и e), инвертировалось и затем увеличивалось, но уже с обратным знаком. В случае $\alpha = 0^\circ$ увеличение отрицательного поля приводило вначале к уменьшению, а затем к инверсии и росту (рис. 2, b) МО контраста без заметного отклонения \mathbf{M} от ОЛН. В случае $\alpha = 12^\circ$ с увеличением отрицательного поля \mathbf{M} начи-

нала вращаться без существенного изменения МО контраста (рис. 2, *f*). В обоих случаях уменьшение поля до нуля возвращало образец практически в исходное состояние (рис. 2, *a* и *e*). Это означает, что процесс перемагничивания в относительно слабых полях (т. е. на первой стадии) идет за счет спирального закручивания спинов в слое железа и имеет обратимый характер. Однако в первом случае, поскольку усредненная намагниченность убывает, закручивание носит локальный разнонаправленный характер в различных субмикронных областях образца, а во втором — преимущественно однонаправленное, поскольку величина вращающейся \mathbf{M} почти не меняется. При дальнейшем увеличении \mathbf{H} процессы вращения \mathbf{M} становятся необратимыми. Это хорошо видно на рис. 2, *c* и *g*, полученных после наложения поля амплитудой -0.7 Т с последующим уменьшением его до нуля. При перемагничивании вдоль ОЛН в МО портрете отчетливо наблюдаются области с обратной намагниченностью (рис. 2, *c*), которые, расширяясь и сливаясь с ростом поля, приводят к полному перемагничиванию структуры (рис. 2, *d*). В случае наклонного к ОЛН поля перемагничивание осуществлялось вращением \mathbf{M} (рис. 2, *g*) и лишь при максимально достижимом в эксперименте поле в образце возникла рябь намагниченности (рис. 2, *h*).

Проведенные МО исследования показывают, что перемагничивание двухслойной Fe/SmCo структуры идет на первой стадии за счет обратимых процессов закручивания спинов в ММ слое до практически полного его насыщения M_{Fe} (рис. 1). На второй стадии начинает перемагничиваться МЖ слой на величину M_{SmCo} . Однако из-за большой величины поля кристаллографической анизотропии ($\sim 25\text{ Т}$) [7] этот процесс в диапазоне используемых в эксперименте полей может протекать лишь за счет зарождения и роста в слое SmCo микродоменов с обратной намагниченностью. Причем наиболее эффективно формирование доменной структуры идет в условиях приложения \mathbf{H} вдоль ОЛН, когда за счет дисперсии ориентации осей c [0001] SmCo [6] и обменного взаимодействия на интерфейсе в Fe слое формируется наиболее неоднородное разностороннее закрученное распределение намагниченности. А это, в свою очередь, обуславливает более эффективное обменное зарождение и расширение микродоменов в МЖ слое вблизи межфазной границы. При квазиоднородном закручивании спинов (рис. 1, *c*, *d*, и 2, *h*) зарождение микродоменов в SmCo слое происходит в более высоких полях. При ориентации поля вдоль трудной оси (однородное закручивание намагниченности в слоях) никакого перемагничивания МЖ

слоя в доступных в эксперименте полях не происходит. Следовательно, обменно-связанный ММ слой и структура интерфейса определяют механизм перемагничивания ММ/МЖ тонкопленочных нанокompозитных структур, понижая величину H_c , что следует учитывать в расчетах и при разработке новых типов постоянных магнитов.

Авторы благодарят S.D. Bader за любезно предоставленные образцы.

Список литературы

- [1] *Kneller E.F., Hawig R.* // IEEE Trans. Mag. 1991. V. 27. N 4. P. 3588–3600.
- [2] *Fullerton E.E. et al.* // Appl. Phys. Lett. 1998. V. 72. N 3. P. 380–382.
- [3] *Platt C. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2001. V. 79. N 24. P. 3992–3994.
- [4] *Jiang J.S. et al.* // IEEE Trans. Mag. 1999. V. 35. N 5. P. 3229–3234.
- [5] *Bevaissa M. et al.* // IEEE Trans. Mag. 1998. V. 34. N 4. P. 1204–1206.
- [6] *Gornakov V.S. et al.* // J. Magn. Magn. Mater. 2002. V. 246. P. 80–85.
- [7] *Strnat K.J., Strnat R.M.W.* // J. Magn. Magn. Mater. 1991. V. 100. P. 38–56.