

05

Коэрцитивность гранулированных ферромагнитных пленок и многослойных структур на их основе

© С.Н. Вдовичев, Б.А. Грибков, А.Ю. Климов, В.В. Рогов

Институт физики микроструктур РАН, Н. Новгород
E-mail: vdovichev@ipm.sci.-nnov.ru

Поступило в Редакцию 3 декабря 2007 г.

Изготовлены тонкие пленки гранулированного ферромагнетика (ГФ) на основе распадающегося раствора металлов кобальт–медь и экспериментально изучены их магнитные свойства. Показано, что использование ГФ кобальт–медь в качестве подслоя позволяет существенно увеличить коэрцитивность тонких пленок кобальта. На основе ГФ пленки изготовлены многослойные структуры с различными полями перемангничивания слоев.

PACS: 75.50.-y

Активное исследование магнитотранспортных свойств многослойных магнитных структур обусловлено широкими потенциальными возможностями их практического применения в спинтронике [1]. Базисной архитектурой простейшего спинтронного устройства является магнитомягкий (свободный) слой, отделенный от магнито жесткого с помощью металлической немагнитной прослойки или тонкого изолирующего туннельного барьера [1,2]. Для формирования магнито жесткого слоя обычно используют метод фиксации или пиннинга намагниченности ферромагнетика на подслое антиферромагнетика [1,2]. Обменные поля между ферромагнетиком и антиферромагнетиком могут увеличить коэрцитивность тонкой ферромагнитной пленки с нескольких десятков до нескольких сотен или даже тысяч эрстед. Можно сказать, что в структуре, используемой в качестве магнито жесткого слоя и состоящей из пары антиферромагнетик–ферромагнетик (А–Ф), ферромагнитный материал отвечает за намагниченность слоя, а антиферромагнетик отвечает за коэрцитивность структуры („пиннингуя“ намагниченность ферромагнетика). Например, при использовании подобной структуры в качестве электрода спинтронного элемента ферромагнетик отвечает

за спиновую поляризацию протекающего тока, а антиферромагнетик обеспечивает высокое поле коэрцитивности.

В этой работе для увеличения поля коэрцитивности ферромагнитной пленки предложено использовать гранулированный ферромагнетик в качестве подслоя, пиннирующего намагниченность. Использование ГФ перед антиферромагнетиком имеет следующие преимущества. Во-первых, гранулированный ферромагнетик может быть изготовлен в менее жестких технологических условиях, чем антиферромагнетик [3]. Во-вторых, структура, состоящая из пары ГФ–Ф, обладает одноосной магнитной анизотропией, в отличие от структуры А–Ф с однонаправленной магнитной анизотропией, что может быть важно для некоторых приложений [4].

Для формирования пары ГФ–Ф в качестве гранулированного ферромагнетика в наших исследованиях был использован хорошо известный распадающийся раствор металлов кобальт–медь [5], и в качестве ферромагнетика — кобальт. В этом случае ГФ кобальт–медь отвечает за коэрцитивность структуры, а кобальт — за намагниченность, как и в случае пары антиферромагнетик–ферромагнетик. При создании многослойных магнитных структур магнитомягкий слой и немагнитная прослойка были изготовлены из кобальта и кремния соответственно. Измерения кривых намагничивания изготовленных пленочных структур проводились магнитооптическим методом в геометрии меридионального эффекта Керра (длина волны лазерного излучения $0.63 \mu\text{m}$).

Металлические структуры формировались на стандартных кремниевых пластинах КДБ-10 методом магнетронного распыления в атмосфере аргона. Для предотвращения окисления металлические пленки покрывались слоем кремния толщиной 3–5 nm без развакуумирования рабочей камеры.

Сначала была изготовлена серия тонких пленок Со различной толщины. Типичная петля гистерезиса для пленки Со толщиной 15 nm приведена на рис. 1, а. Остаточная намагниченность изготовленных пленок Со близка к намагниченности насыщения, что характерно при подобном способе изготовления тонких ферромагнитных пленок [6]. С ростом толщины изготовленных пленок кобальта от 10 до 20 nm коэрцитивность монотонно возрастает с 10 до 25 Oe соответственно.

Далее была изготовлена серия пленок ГФ кобальт–медь с постоянной толщиной около 15 nm и содержанием Со от 30 до 50%. Пленки ГФ изготавливались одновременным напылением с двух мишеней Со и Си

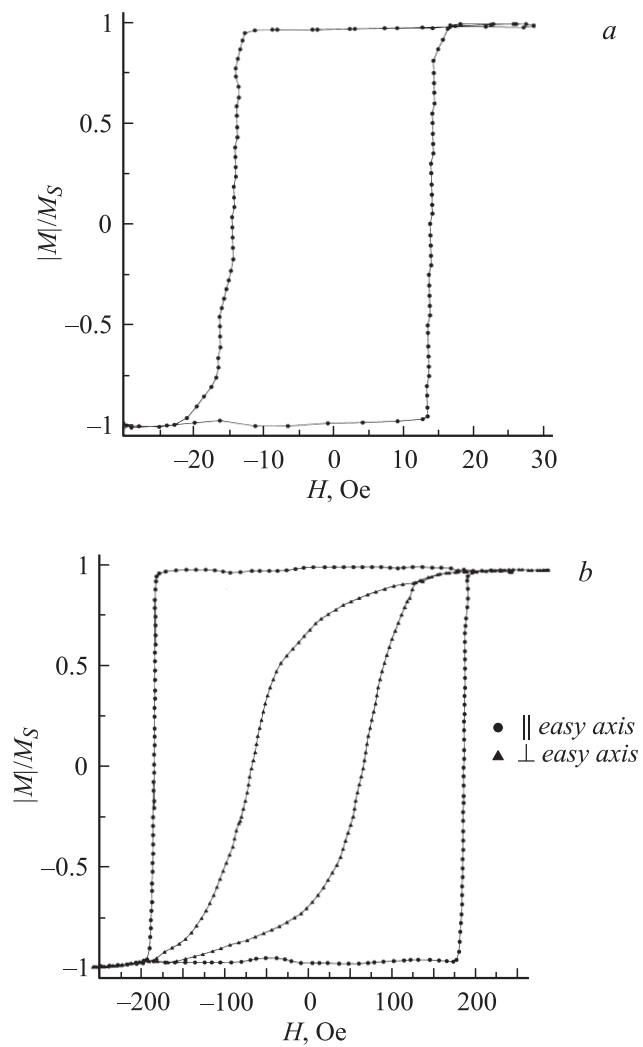


Рис. 1. Кривая намагничивания пленки Co толщиной 15 nm (a), пленки $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}$ толщиной 15 nm (b), измеренная вдоль и перпендикулярно оси легкого намагничивания. Намагниченность пленок нормирована на намагниченность насыщения материала M_S .

с последующим вакуумным отжигом структуры при температуре около 450 К в течение 30 min. Детального изучения распада твердого раствора кобальт–медь нами не проводилось. О фазовой перестройке пленок кобальт–медь в течение температурного отжига можно судить по косвенным данным. После отжига необратимо уменьшалось сопротивление структуры, и поле коэрцитивности пленок возрастало с десятков до сотен эрстед.

Как известно, при уменьшении содержания Co в пленках твердого раствора кобальт–медь коэрцитивность гранулированной пленки возрастает, и структуры остаются ферромагнитными при комнатной температуре при содержании Co более 30%. Изготовленные пленки кобальт–медь были ферромагнитными [7]. В наших экспериментах с уменьшением концентрации Co от 50 до 30% поле коэрцитивности изготовленных пленок увеличилось от 200 до 400 Oe, структуры были ферромагнитными при комнатной температуре. Отжиг структуры при температуре, меньшей 450 К, приводит к уменьшению поля коэрцитивности гранулированных пленок, существенное увеличение температуры отжига приводит к кристаллизации меди и развитию рельефа структуры. Величина магнитооптического сигнала качественно была линейно пропорциональна содержанию кобальта в структуре. Таким образом, найденные условия формирования пленок ГФ кобальт–медь и их магнитные свойства хорошо совпадают с ранее известными результатами [7,8].

Необходимо отметить, что изготовленные пленки ГФ кобальт–медь обладали легкой осью анизотропии, лежащей в плоскости образца. Петли гистерезиса для пленки $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}$ толщиной 15 nm при приложении магнитного поля в плоскости образца вдоль и перпендикулярно оси анизотропии приведены на рис. 1, *b*. Легкая ось анизотропии изначально существует у не отожженных пленок кобальт–медь, что можно связать с наличием выделенного направления напыления при фиксированном взаимном положении мишеней кобальта и меди и подложки. При наноструктурировании наличие легкой оси анизотропии позволяет создать бистабильные магнитные структуры без использования анизотропии формы [9].

Следующей изготовленной серией образцов являлись пленки ГФ–Ф — $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}\backslash\text{Co}$. Структура изготавливалась в едином технологическом цикле и отжигалась как одно целое. Толщины пленок $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}$ и Co были одинаковы и составляли около 15 nm. Петля

гистерезиса структуры ГФ–Ф $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}\backslash\text{Co}$ имеет прямоугольную форму, остаточная намагниченность равна намагниченности насыщения. Величина поля коэрцитивности уменьшилась до 100 Ое по сравнению со значением коэрцитивности исходной пленки ГФ $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}$, равным 200 Ое. Подобное явление характерно для двухслойных магнитных структур, состоящих из магнитомягкого и магнито жесткого ферромагнетика с обменным взаимодействием между слоями [10]. Была изготовлена тестовая серия структур $\text{Co}\backslash\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}$, $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}\backslash\text{Co}$ и $\text{Co}\backslash\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}\backslash\text{Co}$ на оптически прозрачной кварцевой подложке для измерения кривой намагничивания с верхней и нижней границы магнитных пленок (сверху и снизу образца, через кварцевую подложку). Магнитооптические исследования показали, что петли гистерезиса изготовленных структур при измерении с обеих сторон образца совпадают между собой. Это означает, что не важна последовательность изготовления слоев Co и $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}$, что может быть существенно при конструировании различных элементов электроники из этих материалов. Отсутствие магнитной неоднородности в направлении, перпендикулярном плоскости пленок, можно связать с тем, что при толщине ферромагнитных пленок 30–45 нм (порядка обменной длины в кобальте) появление доменных границ в этом направлении энергетически не выгодно [10]. Среднеквадратичная шероховатость поверхности пленок $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}\backslash\text{Co}$ составляла менее 2 нм, абсолютная величина шероховатости поверхности около 3 нм, при латеральных размерах несколько десятков нанометров (рис. 2), что позволяет использовать эту пленку, например, в качестве магнито жесткого слоя в спинтронных элементах.

Завершающим этапом наших исследований являлось изготовление трехслойной магнитной структуры $[\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}\backslash\text{Co}](30\text{ nm})\backslash\text{Si}(8\text{ nm})\backslash\text{Co}(15\text{ nm})$, в которой два магнитных слоя разделены тонкой прослойкой кремния. Петля гистерезиса этой трехслойной структуры представлена на рис. 3. Величина скин-слоя металлической пленки Co для лазерного излучения, используемого в магнитооптических измерениях, составляет порядка 30 нм. Это означает, что вклад в магнитооптический сигнал дает как верхний, так и нижний магнитные слои. Из вида петли гистерезиса можно сделать следующие выводы. Во-первых, две ферромагнитные пленки перемагничиваются независимо — виден четко выраженный скачок на петле гистерезиса („ступенька“), соответствующий перемагничиванию верхнего слоя. Во-вторых, ферромагнитное и антиферромагнитное упорядочивания магнитных слоев яв-

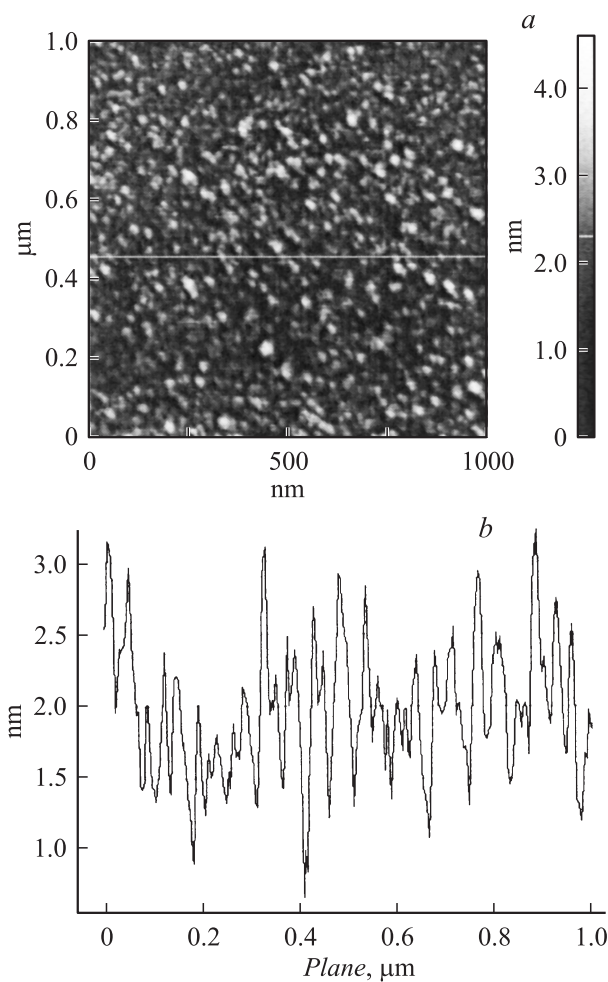


Рис. 2. *a* — атомно-силовое изображение поверхности пленки $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}\backslash\text{Co}(30\text{ nm})$; *b* — поперечное сечение атомно-силового изображения поверхности по линии, изображенной на кадре.

ляются устойчивыми. Величина коэрцитивности верхнего магнитомягкого слоя — пленки кобальта увеличивалась с 20 до 30 Ое по сравнению с пленкой кобальта той же толщины на кремниевой подложке. Это

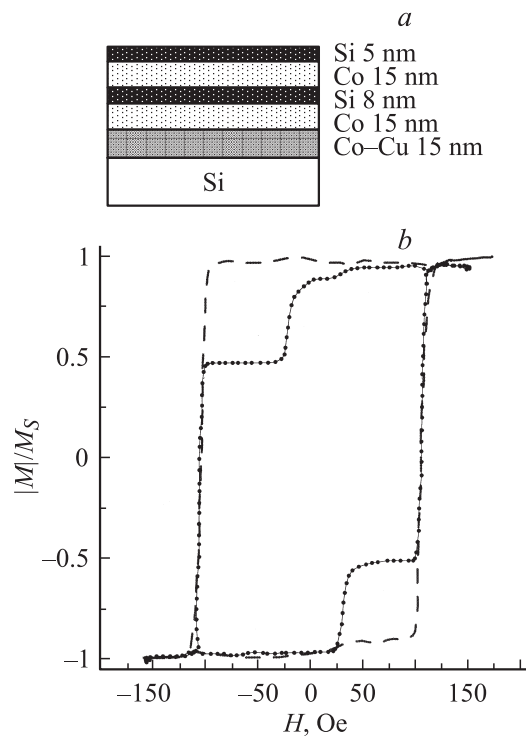


Рис. 3. Схематическое изображение многослойной структуры $[\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}\backslash\text{Co}](30 \text{ nm})\backslash\text{Si}(8 \text{ nm})\backslash\text{Co}(15 \text{ nm})\text{Si}(5 \text{ nm})$ (*a*) и ее кривая намагничивания (*b*), пунктиром изображена петля гистерезиса нижнего магнитного слоя $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}\backslash\text{Co}$.

можно объяснить „неелевским“ магнитостатическим взаимодействием между магнитными слоями, см., например, [2]. Максимальная ширина петли гистерезиса совпадает с предварительно измеренной величиной поля коэрцитивности магнито жесткого слоя $\text{Co}_{0.5}\text{Cu}_{0.5}\backslash\text{Co}$ и составляет приблизительно 100 Oe.

Полученные трехслойные структуры могут быть использованы при создании зондов высокого разрешения для магнитосилового микроскопа [11]. При оптимизации толщины прослойки кремния или использовании туннельного барьера между слоями возможно наблюдение ги-

гантского магнитосопротивления. При наноструктурировании подобных пленок возможно создание управляемых источников магнитного поля субмикронных размеров без использования анизотропии формы [4].

Авторы выражают благодарность А.А. Фраерману за ценные обсуждения полученных результатов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ. С.Н. Вдовичев благодарен программе „Фундаментальные исследования и высшее образование — BRHE“ Y4-P-01-09 (РНП.2.2.2.3.10005).

Список литературы

- [1] *Hirota E., Sakakima H., Inomata K.* Giant Magneto-Resistance Devices. Springer Series in surface science. 2001. V. 40.
- [2] *Parkin S., Jiang X., Kaiser C., Panchula A., Roche K., Samant M.* // Proceedings of the IEEE. 2003. V. 91. N 5. P. 661.
- [3] *Daughton J.M.* // J. Magn. Magn. Mater. 2006. V. 301. P. 131.
- [4] *Fraerman A.A., Gusev S.A., Nozdrin Yu.N., Samokhvalov A.V., Vdovichev S.N.* // Phys. Rev. B. 2006. V. 73. P. 100503(R).
- [5] *Хансен М., Андерко К.* Структуры двойных сплавов. М., 1962. С. 498.
- [6] *Girgis E., Pogossian S.P., Gbordzoe M.* // J. Appl. Phys. 2006. V. 99. P. 014307.
- [7] *Childress J.R., Chien C.L.* // J. Appl. Phys. 1991. V. 70. P. 5885; Phys. Rev. B. 1991. V. 43. P. 8089.
- [8] *Tuan N.A., Luong N.H., Chau N., Hiep V.V., Ha N.M.* // Physica B. 2003. V. 327. P. 400.
- [9] *Cowburn R.P.* // J. Appl. Phys. 2003. V. 93. P. 9311.
- [10] *Shi-shen Yan, Barnard J.A., Feng-ting Xu, Weston J.L., G. Zangari* // Phys. Rev. B. 2001. V. 64. P. 184403.
- [11] *Yihong W., Yatao Shen, Zhiyong Liu, Kebin Li, Jinjun Qiu* Nano // Appl. Phys. Lett. 2003. V. 82. P. 1748.