

Магнитострикционный эффект в ферромагнитных пленках с анизотропией типа „легкая ось“ и „легкая плоскость“

© Н.С. Гусев,¹ И.Ю. Пашенькин,¹ М.В. Сапожников,¹ О.Г. Удалов,¹ П.А. Юнин¹

¹ Институт физики микроструктур РАН,
603087 Афонино, Нижегородская обл., Россия
e-mail: gusevns@ipmras.ru

Поступило в Редакцию 28 марта 2019 г.

В окончательной редакции 28 марта 2019 г.

Принято к публикации 15 апреля 2019 г.

Приведены данные экспериментальных исследований магнитострикционных свойств пленок Ni и FeGa с анизотропией „легкая плоскость“ и многослойных структур Co/Pt с перпендикулярной анизотропией. Магнитные свойства пленок исследованы магнитооптическими методами. При этом магнитооптические измерения проведены при контролируемом изгибе подложки, на которой нанесена магнитная пленка. Показано, что изгиб подложки вызывает поворот оси анизотропии пленок Ni и FeGa на 90° относительно ее первоначального направления в недеформированной пленке. В многослойных пленках Co/Pt продемонстрировано изменение величины перпендикулярной анизотропии при изгибе подложки. Установлены параметры слоев, при которых возможно наблюдение эффекта магнитострикции в пленках с перпендикулярной анизотропией.

Ключевые слова: магнитные пленки, магнитострикция, перпендикулярная анизотропия, магнитооптика.

DOI: 10.21883/JTF.2019.11.48337.111-19

Введение

С помощью магнитоэлектрического (МЭ) эффекта возможно изменять магнитное состояние системы электрическим полем [1]. Использование электрического поля вместо электрического тока позволяет кардинально уменьшить тепловые потери в системе (которые в настоящее время ограничивают использование магнитных систем памяти и логики в микроэлектронике [2]). Это обуславливает интерес к данному явлению. МЭ эффект в кристаллах при комнатной температуре является слабым. Кроме того, известно только два материала, где он наблюдается при комнатной температуре (BiFeO_3 и Sr_2O_3). Поэтому в настоящее время большое внимание уделяется гибридным системам сегнетоэлектрик/ферромагнетик. В таких системах МЭ эффект может возникать при комнатной температуре за счет двух механизмов: 1) эффекты зарядовой аккумуляции на поверхности металлического ферромагнетика (ФМ), вызванные электрической поляризацией сегнетоэлектрика (СЭ); 2) МЭ эффект, возникающий за счет комбинации магнитострикции (магнитоупругого эффекта) и пьезоэлектричества (электрострикции). Так как зарядовая аккумуляция в металлах возникает на толщине порядка одного параметра решетки, то эффекты зарядовой аккумуляции существенны только в сверхтонких пленках ФМ (меньше 5 nm). Стрикционный механизм МЭ эффекта позволяет изменять магнитную анизотропию ФМ пленок и частиц, прикладывая электрическое напряжение к СЭ. Электрическое поле вызывает деформацию СЭ, которая передается в ФМ через границу. Магнитоупругий эффект приводит к изменению

магнитной анизотропии. Деформация передается на существенно большую глубину, чем глубина экранировки в металлах. Поэтому толщины магнитных пленок могут быть существенно больше, чем при реализации МЭ эффекта, основанного на зарядовой аккумуляции.

Контроль магнитных свойств тонких (несколько десятков нанометров) ФМ пленок с плоскостной анизотропией в гибридных структурах СЭ/ФМ изучался ранее [3–6]. Например, в работе [7] продемонстрирован поворот намагниченности тонкой Ni-пленки на 90° на поверхности PZT ($\text{Pb}[\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x}]\text{O}_3$) актуатора. Такие структуры предполагается использовать для создания латерально-ограниченных магнитных частиц и элементов магнитной памяти на их основе. Запись информации предполагается осуществлять именно за счет стрикционного МЭ эффекта, что позволило бы отказаться от использования спин-поляризованного тока для этой цели. Как уже отмечалось, в основе стрикционного МЭ эффекта лежат магнитострикционные свойства пленок, поэтому исследование этих свойств является важной задачей [8]. В настоящей работе мы исследуем магнитострикционные свойства пленок Ni и FeGa. Нашей задачей здесь является демонстрация возможности создания пленки с необходимым направлением магнитной анизотропии в недеформированном состоянии и демонстрация переключения направления анизотропии на поперечное за счет стрикционного эффекта.

Вслед за контролем пленок с плоскостной анизотропией многие научные группы проводят исследования магнитных пленок с перпендикулярной анизотропией [9–11]. Примером таких пленок являются многослойные структуры Co/Pt. Интерес к таким систе-

мам обусловлен возможностью реализовать в них магнитные скирмионы за счет комбинации перпендикулярной анизотропии и поверхностного взаимодействия Дзялошинского-Мория. Возможность управления перпендикулярной анизотропией в таких системах открывает возможность к контролю скирмионов. Поэтому исследования влияния деформаций на перпендикулярную анизотропию являются интересной задачей. В ряде работ изменение перпендикулярной анизотропии за счет деформаций было продемонстрировано. В одной из работ наблюдалось переключение между перпендикулярной и плоскостной анизотропией за счет МЭ эффекта [11]. Однако такое поведение наблюдалось, судя по всему, на единственном уникальном образце. Это связано с высокой чувствительностью свойств пленок Co/Pt к параметрам системы. Таким образом, управление перпендикулярной анизотропией в многослойных пленках требует дальнейшего исследования. В настоящей работе мы исследуем влияние различных параметров многослойной системы Co/Pt на ее магнитоотриксционные свойства.

1. Изготовление образцов

В настоящей работе нами исследовались магнитные пленки Ni, FeGa, а также многослойные пленки Ta/Pt/Co/Pt. Магнитные структуры были изготовлены при помощи магнетронного напыления в атмосфере аргона $4 \cdot 10^{-4}$ Торр. Предварительная откачка осуществлялась до 10^{-6} Торр. Напыление происходило с отдельных мишеней Ta, Co, Pt, Ni и FeGa при комнатной температуре. Весовой состав галфенола — 80%-Fe/20%-Ga. Контроль толщин осуществлялся при помощи предварительной калибровки толщин отдельных слоев, близких к рабочим, методом рентгеновской дифрактометрии. Разброс скоростей напыления от 0.1 (кобальт) до 0.3 nm/s (галфенол).

В части работы, посвященной исследованию магнитных свойств структур с анизотропией типа „легкая плоскость“ были изготовлены пленки Ni и FeGa с толщинами 15, 30 и 60 nm. В качестве подложек использовались покровное стекло и кристаллический кремний. Для получения необходимых магнитоотриксционных свойств необходимо осуществлять изготовление магнитных пленок с анизотропией в заданном направлении. Это важно, в частности, для пленок с плоскостной анизотропией. Без принятия дополнительных мер ось легкого намагничивания формировалась случайным образом в процессе роста. Для контроля оси анизотропии мы использовали напыление пленок в постоянном магнитном поле до 1 kOe. Была изготовлена серия образцов, Ni и FeGa, напыленных в различных магнитных полях. Установлено, что для наведения оси анизотропии в пленках Ni необходимо приложить поле 0.9 kOe. Навести ось анизотропии в пленках FeGa максимально возможным полем в 1 kOe не удалось.

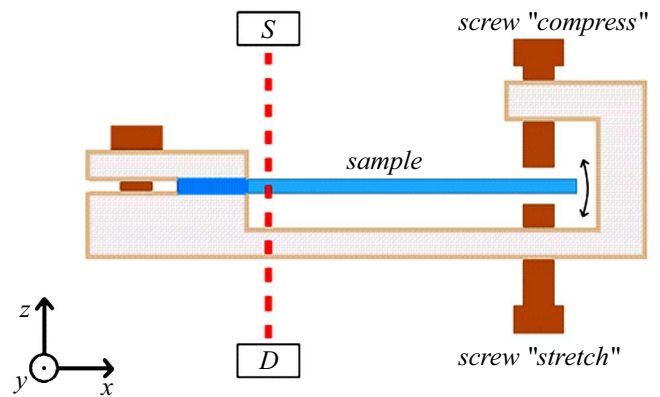


Рис. 1. Схема магнитооптических измерений зависимости свойств магнитных пленок от их деформации. *S* — лазерный источник света, *D* — детектор.

В части работы, посвященной исследованию магнитоотриксционных свойств структур с перпендикулярной анизотропией, были изготовлены многослойные пленки Ta/Pt/Co/Pt на покровном стекле. Тип анизотропии в таких пленках определяется толщинами слоев. Более подробно этот вопрос обсуждается в следующих секциях.

2. Методика измерений

Исследование зависимости магнитного состояния от деформаций проводилось при помощи измерения магнитооптического эффекта Керра на длине волны лазера 632 nm. Особенностью наших измерений является использование устройства для контролируемого изгиба подложки (рис. 1) непосредственно при измерениях. Деформации создавались путем надавливания на край подложки винтом с известным шагом: либо сверху, либо снизу, в зависимости от того какие деформации нужно получить: растяжения или сжатия соответственно. Данное устройство использовалось как для измерений на просвет, так и для измерений на отражение. Для магнитных пленок с плоскостной анизотропией измерения проводились на отражение в меридиональной геометрии (не показано на рис. 1). При этом магнитное поле было направлено вдоль оси *y*, и плоскость падения располагалась в плоскости (*y*, *z*). При исследованиях пленок с перпендикулярной анизотропией измерения проводились на просвет в полярной геометрии (рис. 1). Магнитное поле было соответственно направлено вдоль оси *z*.

Выбор подложек (кремний и покровное стекло) обусловлен различной морфологией кристаллической структуры, которая впоследствии должна сказаться на магнитоотриксционных свойствах металлических пленок. Стекло имеет аморфную структуру, кремний имеет выделенную кристаллографическую ориентацию.

Для тестирования подложек на наличие упругих деформаций растяжения/сжатия использовался тензорези-

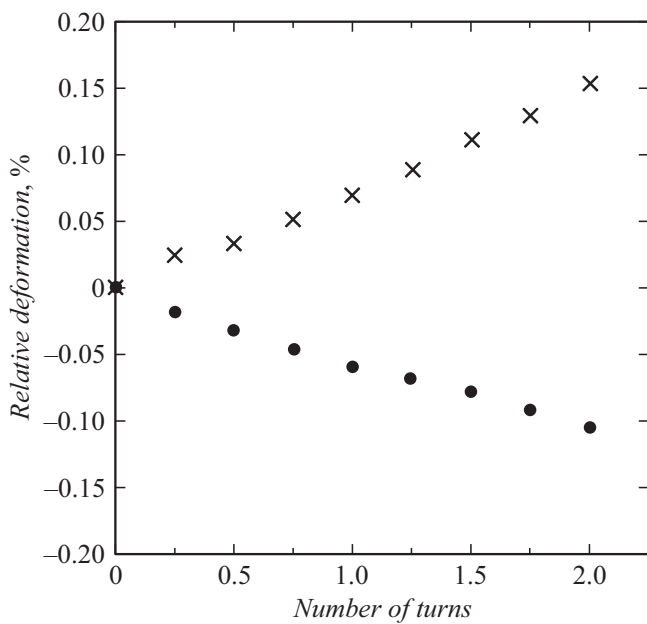


Рис. 2. График зависимости относительных деформаций подложки от поворота регулировочного винта. Кресты — деформация растяжения, точки — деформация сжатия.

стор КФ5П1. Датчик прикреплялся на клей „супермомент“ на поверхность подложки у края ее фиксации в устройстве изгиба — там, где должны быть максимальные деформации подложки. В это же место падает лазерный луч при магнитооптических измерениях (рис. 1). Направление мостов тензорезистора сонаправлено с осью x . В ходе измерения упругих деформаций подложки были получены зависимости относительной деформации от количества оборотов регулировочного винта (рис. 2). Максимальные значения в 0.15% были получены при растяжении стекла, что соответствует литературным данным. При превышении этого порога подложки ломались. Разницы при сжатии и растяжении подложки, скорее всего, связаны с компенсацией деформаций клеем в разных направлениях и никак не связаны с особенностями подложки. Данные на рис. 2 получены для стеклянных пластин длиной $l = 30 \text{ mm}$ и толщиной $d = 1 \text{ mm}$. Полученные деформации немного меньше, того что можно ожидать, согласно формуле для деформаций изгибаемой балки:

$$\epsilon_{xx} = \frac{3d\Delta z}{2l^2},$$

где Δz — сдвиг свободного конца балки. Согласно этой формуле, получаемые деформации должны быть примерно в 2 раза больше. Расхождение, по-видимому, связано с недостаточно жесткой фиксацией одного из концов подложки.

3. Магнитоотриксционные свойства пленок с плоскостной анизотропией

Типичные петли магнитного гистерезиса пленок Ni и FeGa в зависимости от степени деформации подложки продемонстрированы на рис. 3. На рис. 3, *a* показаны петли гистерезиса Ni для различной степени деформации пленок вдоль оси x . Величина деформаций оценена по числу оборотов винта и кривой на рис. 2. Положительные значения деформации соответствуют растяжению вдоль оси x (загиб платины вниз, см. рис. 1). Отрицательные значения соответствуют деформациям сжатия. В отсутствие деформаций петля гистерезиса имеет практически нулевую ширину. Это свидетельствует о том, что ось магнитной анизотропии в пленке направлена вдоль оси x . При приложении деформаций сжатия вдоль оси x , анизотропия в направлении x возрастает. Это видно из увеличения поля насыщения. Известно, что константа магнитоотриксции Ni имеет отрицательный знак. Поэтому сжатие вдоль одной из осей приводит к увеличению анизотропии вдоль этой оси. Деформации растяжения приводят к обратному эффекту. Как видно из рис. 3, *a*, растяжение приводит к возникновению петли гистерезиса вдоль оси y . Таким образом, показано переключение между двумя ортогональными направлениями оси анизотропии пленки Ni за счет деформаций. Были выполнены измерения влияния деформаций на петли гистерезиса для пленок различной толщины h от 15 до 60 nm. Эти измерения показали, что эффект не зависит от h в указанном диапазоне.

На рис. 3, *b* показаны магнитные петли гистерезиса для пленок FeGa. В случае FeGa не удалось задать ось анизотропии недеформированного образца за счет внешнего магнитного поля. Поэтому в отсутствие деформаций петля гистерезиса с одной стороны имеет ненулевую ширину, а с другой — имеет наклонный характер. Это свидетельствует о том, что ось анизотропии располагается под углом к основным осям системы. При этом видно, что, прикладывая деформации к пленке, можно создавать как анизотропию вдоль оси x , так и анизотропию вдоль оси y . Знак константы магнитоотриксции FeGa — положительный. Поэтому деформации вызывают обратный эффект по сравнению Ni. Деформация растяжения вдоль оси x индуцирует анизотропию в этом же направлении, а деформация сжатия — анизотропию вдоль оси y .

4. Магнитные и магнитоотриксционные свойства пленок с перпендикулярной анизотропией

Для исследования магнитоотриксционных явлений в пленках с перпендикулярной анизотропией были взяты образцы Ta/Pt/Co/Pt на различных подложках. Хорошо известно, что если кобальт тоньше определенной критической толщины окружить металлами с сильной спин-

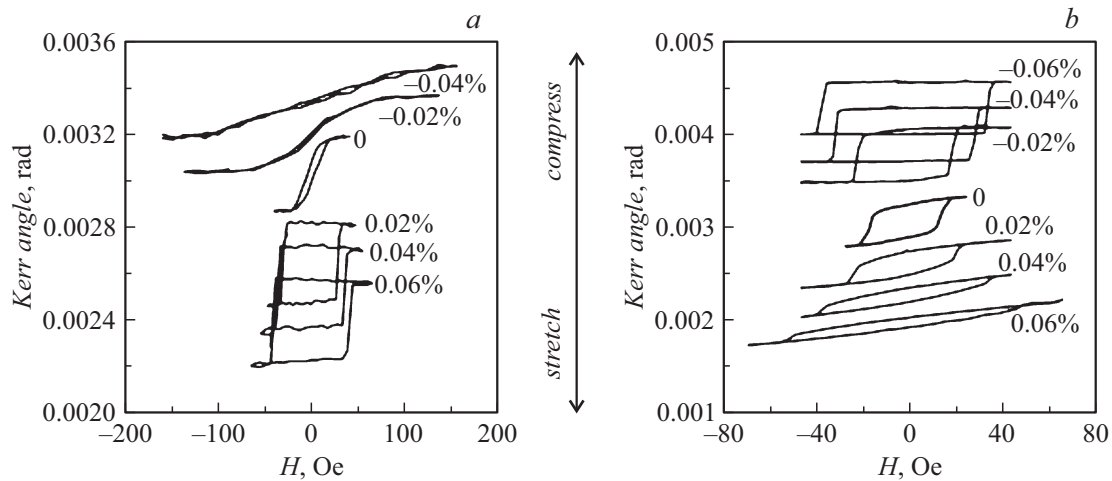


Рис. 3. Петли намагничивания в зависимости степени деформации магнитной пленки (загиба свободного конца подложки). *a* — Ni (30 nm) на стекле, *b* — FeGa (30 nm) на стекле. Меридиональная геометрия измерений.

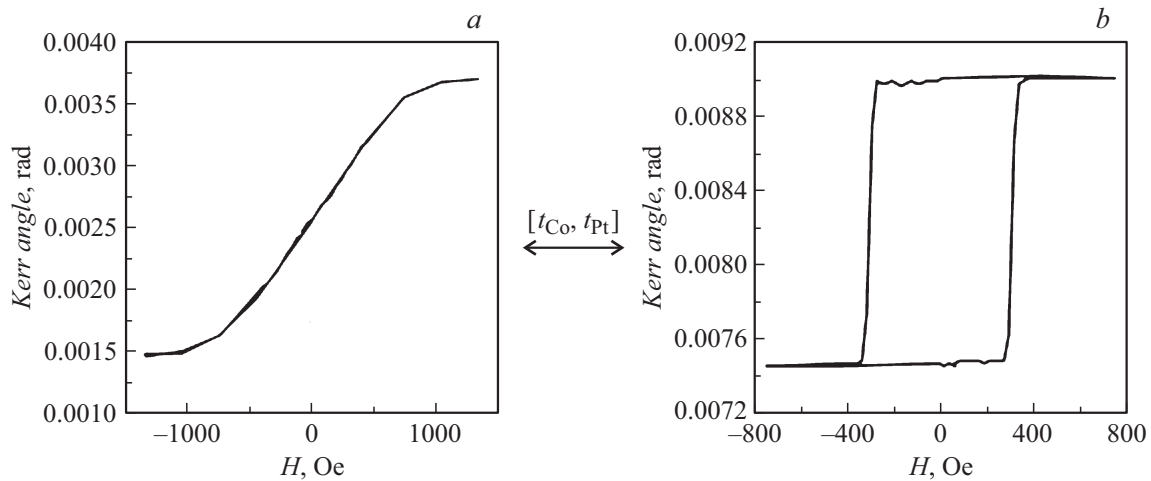


Рис. 4. Петли намагничивания пленок TaPtCoPt с различными толщинами Co и Pt в полярной геометрии измерений. Слева — пленка с анизотропией типа „легкая плоскость“, справа — пленка с перпендикулярной анизотропией.

орбитальной связью, например платиной, на интерфейсе возникнет намагниченность, направленная по нормали к поверхности [12]. В настоящей работе за исходные параметры структуры были взяты следующие значения: Ta — 2nm/Pt — (t_{Pt} 1–3 nm)/Co — (t_{Co} 0.9–2 nm)/Pt — 2 nm. Здесь тантал выступает в качестве буферного слоя. На рис. 4 изображены два основных магнитных состояния многослойной пленки, переход между которыми осуществляется за счет изменения толщин слоев Co или буферного слоя Pt. Особенностью пленок Co/Pt является высокая чувствительность магнитных свойств от параметров системы [13]. Нами были исследованы пленки с различной величиной t_{Co} от 0.9 до 2 nm. Критическое значение толщины кобальта находится в районе 1.3 nm. При этом уменьшение этого значения на 0.1 nm приводит к переходу к плоскостной анизотропии, а увеличение на 0.1 nm приводит к тому, что возникает сильная перпендикулярная анизотропия. В обоих слу-

чаях петля гистерезиса практически нечувствительна к деформациям.

Также мы исследовали зависимость свойств пленок от толщины подслоя Pt при фиксированных значениях толщин остальных слоев. Изменяя величину t_{Pt} , удалось получить промежуточное магнитное состояние пленки. Характерный вид петли намагничивания такой структуры приведен на рис. 5. Петля гистерезиса имеет с одной стороны конечную коэрцитивность, а с другой стороны конечный наклон. Это может быть интерпретировано как то, что часть пленки имеет плоскостную анизотропию, а часть — перпендикулярную. Так же как и с пленкой Co, переход от „стоячей“ к „лежащей“ анизотропии происходил в очень узком диапазоне толщин подслоя Pt в районе 2.2 nm, тем не менее использование технологии напыления пленки методом клина позволило обнаружить это магнитное состояние, измеряя магнитооптику в разных местах структуры.

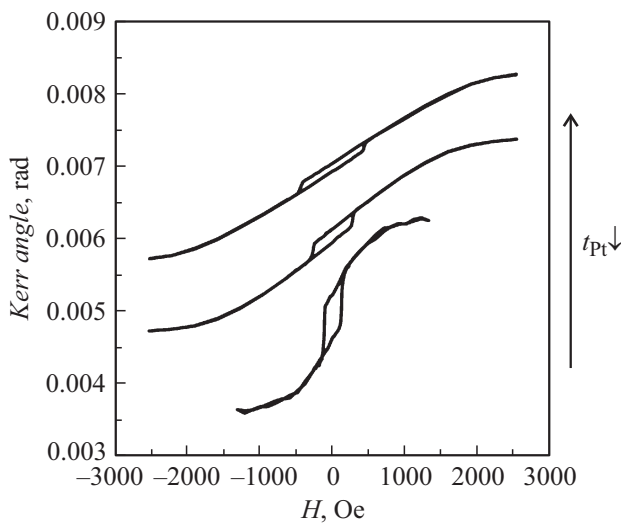


Рис. 5. Петли намагничивания пленки Ta(2nm)Pt(t_{Pt})Co(1.3nm)Pt(2) в зависимости от толщины „клиновидного“ подслоя Pt, t_{Pt} — изменяемая толщина подслоя Pt. Полярная геометрия измерений.

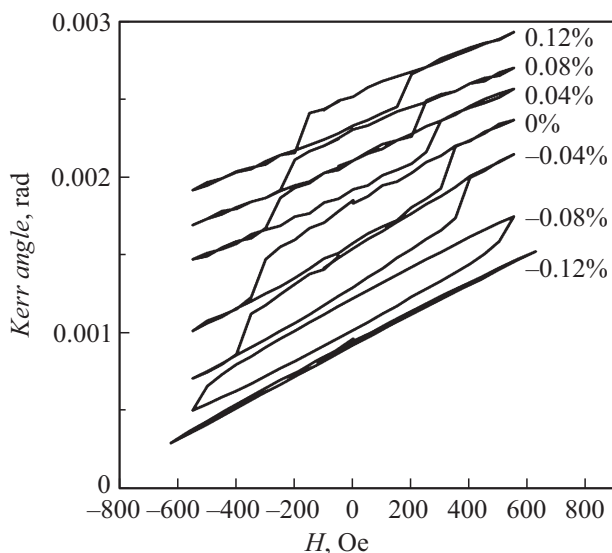


Рис. 6. Петли намагничивания пленки Ta(2nm)Pt(~2nm)Co(1.3nm)Pt(2nm) в зависимости от степени деформации. Полярная геометрия измерений.

Данный способ изготовления структур хорошо известен среди технологий прецизионного напыления тонких пленок. Он заключается в особой геометрии расположения образца относительно мишени магнетрона, при котором подложкодержатель находится в стороне от оси магнетрона. Соответственно если исключить вращение подложки во время напыления, получится пленка с плавным изменением толщины материала в радиальном направлении от мишени магнетрона. В дальнейшем, оптимизировав технологию, удалось стабильно получать пленки с переходной анизотропией по всей длине клина (рис. 5).

Важно, что, находясь в таком переходном магнитном состоянии, пленка становится чувствительна к механическим деформациям. Зависимость петель намагничивания от приложенных деформаций сжатия/растяжения приведены на рис. 6. Из графиков видно, что при растяжении уменьшается коэрцитивность минорной части петли и увеличивается ее высота, так же уменьшается поле насыщения при намагничивании в перпендикулярном направлении. Это согласуется с теоретическими представлениями о природе перпендикулярной анизотропии. Она возникает из-за взаимодействия ионов Co и Pt на интерфейсе. При этом чем меньше расстояние между ионами, тем сильнее взаимодействие и тем сильнее перпендикулярная анизотропия. В соответствии с законом Пуассона при растяжении пленки в плоскости происходит утоньшение самой пленки, как следствие, уменьшается межатомное расстояние между Co и Pt. В итоге перпендикулярная анизотропия возрастает. При сжатии пленки расстояние между Co и Pt увеличивается, и, как следствие, происходит ослабление перпендикулярной магнитной анизотропии. Это видно по исчезновению петли гистерезиса и увеличению поля насыщения (рис. 5) для случая деформаций сжатия. Изменение формы минорной петли связано разбиением пленки на участки с „лежачей“ и „стоячей“ анизотропией. Деформации структуры приводят к изменению пропорции таких областей и, как следствие, изменению интегрального магнитооптического сигнала. Если сравнить петли намагничивания в зависимости от толщины подслоя Pt в клине и в зависимости от приложенных деформаций (рис. 5, 6), то можно пронаблюдать общее характерное поведение, которое, скорее всего, связано с общей природой происхождения эффекта перпендикулярной магнитной анизотропии.

Заключение

В работе проведены экспериментальные исследования эффекта магнитострикции в структурах с различным типом магнитной анизотропии. Для пленок с плоскостной анизотропией (Ni и FeGa) продемонстрировано контролируемое переключение оси анизотропии между двумя ортогональными направлениями за счет создания одноосных деформаций в пленке. Для пленок с перпендикулярной анизотропией (Co/Pt) МЭ эффект не так сильно выражен. Для пленок с тонким слоем Co (< 1.1 nm) и толстым слоем Co (> 1.4 nm) магнитная анизотропия имеет плоскостной и перпендикулярный характер соответственно. При этом магнитные свойства не чувствительны к деформациям. Свойства пленок также зависят от толщины слоя Pt. Изменяя толщину Pt, можно создать пленку с переходным типом анизотропии, чувствительную к деформациям. Оптимальными параметрами такой структуры является Ta — 2nm/Pt — от 1 до 2 nm)/Co — 1.3nm/Pt — 2 nm. При таких толщинах слоев структура имеет переходное магнитное состояние

между „легкой“ плоскостью и „легкой“ осью, вероятно, связанную с раздроблением пленки на мелкие участки с разным типом и величиной анизотропии.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант номер 18-72-10026). При выполнении работы использовалось оборудование Центра Коллективного Пользования „Физика и технология микро- и наноструктур“.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] *Manfred Fiebig* // J. Phys. D: Appl. Phys. 2005. Vol. 38. P. R123–R152.
- [2] *Carman G.P.* // IEEE Transactions on Magnetics. 2015. Vol. 51. N 12. P. 0600104.
- [3] *Geprags S., Brandlmaier A., Opel M., Gross R., Goennenwein S.T.B.* // Appl. Phys. Lett. 2010. Vol. 96. P. 142509.
- [4] *Streubel R., Kohler D., Schafer R., Eng L.M.* // Phys. Rev. B. 2013. Vol. 87. P. 054410.
- [5] *Sohn H., Nowakowski M.E., Liang Cheng-yen, Hockel J.L., Wetzlar K., Keller S., McLellan B.M., Marcus M.A., Doran A., Young A., Klaui M., Carman G.P., Bokor J., Candler R.N.* // ACS Nano. 2015. Vol. 9. P. 4814.
- [6] *Todd Brintlinger, Sung-Hwan Lim, Baloch K.H., Alexander P., Yi Qi, Barry J., Melngailis J., Salamanca-Riba L., Takeuchi I., Cumings J.* // Nano Lett. 2010. Vol. 10. P. 1219–1223.
- [7] *Weiler M., Brandlmaier A.S., Geprags S., Althammer M., Opel M., Bihler C., Huebl H., Brandt M.S., Gross R., Goennenwein S.T.B.* // N. J. Phys. 2009. Vol. 11. P. 013021.
- [8] *Бухараев А.А., Звездин А.К., Пятаков А.П., Фетисов Ю.К.* // УФН. 2018. Т. 188. № 12. С. 1288–1330.
- [9] *Yang Q., Nan T., Zhang Y., Zhou Z., Peng B., Ren W., Ye Z., Sun N.X., Liu M.* // Phys. Rev. Appl. 2017. Vol. 8. P. 044006.
- [10] *Peng B., Zhou Z., Nan T., Dong G., Feng M., Yang Q., Wang X., Zhao S., Xian D., Jiang Z., Ren W., Ye Z., Sun N.X., Liu M.* // ACS Nano. 2017. Vol. 11. P. 4337.
- [11] *Sun Y., Ba Y., Chen A., Chen A., He W., Wang W., Zheng X., Zou L., Zhang Y., Yang Q., Yan L., Feng C., Zhang Q., Cai J., Wu W., Liu M., Gu L., Cheng Z., Nan C., Qiu Z., Wu Y., Li J., Zhao Y.* // ACS Appl. Mater. Interfac. 2017. Vol. 9. P. 10855.
- [12] *Carcia P.F.* // JAP. 1988. Vol. 63. P. 5066.
- [13] *Zeper W.B., Carcia P.F.* // JAP. 1989. Vol. 65. P. 4971.