

Магнетизм слоев Co в составе многослойных пленок Co/Si

© В.О. Васьковский, Г.С. Патрин*, Д.А. Великанов*, А.В. Свалов, П.А. Савин,
А.А. Ювченко, Н.Н. Щеголева**

Уральский государственный университет им. А.М. Горького,
620083 Екатеринбург, Россия

* Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского отделения Российской академии наук,
660036 Красноярск, Россия

** Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук,
620219 Екатеринбург, Россия

E-mail: Vladimir.Vaskovskiy@usu.ru

(Поступила в Редакцию 29 марта 2006 г.)

В температурном интервале 4.2–300 К исследованы магнитные свойства многослойных пленок Co/Si, полученных ионным высокочастотным распылением. Установлены закономерности изменения спонтанной намагниченности и гистерезисных характеристик пленок при варьировании толщины магнитных слоев и немагнитных прослоек. Показано, что в их формировании большую роль играют межслойные интерфейсы, в которых имеет место уменьшение эффективного магнитного момента атомов Co, ослабление обменного взаимодействия и дисперсия магнитной анизотропии. Вероятной причиной образования интерфейсов является межслойное перемешивание, происходящее, по оценкам, на глубину до 15 Å и активное воздействие Si на электронную структуру Co.

Работа выполнена при поддержке ФАО РНП.2.1.1 (проект 6945), РФФИ (грант № 05-02-16671-а) и РФФИ-Урал (грант № 04-02-96062). Электронно-микроскопические наблюдения осуществлены в ЦКПЭМ ИФМ УрО РАН.

PACS: 75.70.-i, 75.70.Cn

1. Введение

Кобальт является одним из наиболее распространенных компонентов, входящих в состав гетерогенных структур с выраженным гигантским магнитосопротивлением. К такого рода структурам относятся сверхрешетки типа Co/Cu, Co/Ag [1], гранулированные быстрозакаленные ленты и гранулированные пленки Co–Cu [2], Co–SiO₂ [3] и др. Исходной причиной указанного явления считается зонный характер магнетизма Co, приводящий к высокой спиновой поляризации электронов проводимости. В то же время коллективизированное состояние 3d-электронов обуславливает существенную трансформацию магнетизма Co в составе соединений и сплавов — так называемый „эффект переноса заряда“. Он наблюдается в интерметаллических соединениях с редкоземельными элементами [4], в аморфных пленках типа Gd–Co [5], сплавах и пленках Co–Si [6] и др. Существенный интерес представляет подобное явление в тонких слоях Co, находящихся в непосредственном контакте со слоями других материалов, в частности, в многослойных пленках Co/Si [7]. Исследованию такого рода объектов посвящено несколько обстоятельных работ [8,9]. Однако большое число физических и технологических факторов, влияющих на свойства тонких пленок, оставляет неопределенность в количественном описании и интерпретации эффективности межслойного взаимодействия в системе Co/Si. Экспериментальному изучению этого вопроса посвящена настоящая работа.

2. Методика эксперимента

Исследование выполнено на образцах, полученных методом ионного высокочастотного распыления при остаточном давлении в вакуумной камере $\sim 10^{-6}$ Торр и давлении рабочего газа (Ar) $\sim 10^{-4}$ Торр. Слоистые структуры формировались путем последовательного осаждения Co и немагнитных материалов (Si, Cu) на кремниевые подложки, покрытые буферным слоем SiO₂. Номинальная толщина слоев задавалась временем напыления по известным скоростям осаждения соответствующих материалов, которые были определены в результате специального эксперимента и составляли 0.7, 0.3 и 1 Å/s для Co, Si и Cu соответственно. Для измерения магнитных характеристик пленочных образцов при комнатной температуре использовались вибрационный магнитометр и керровский гистериограф, температурные измерения выполнялись на СКВИД-магнитометре. Структурное состояние пленок контролировалось с помощью электронного микроскопа на специальных образцах, осажденных на NaCl.

Основным приемом, использованным в работе для исследования роли прилегающего Si в модификации магнитных свойств тонких слоев Co, было выбрано варьирование толщины слоистых составляющих в пленках типа [Co/Si]_n. Толщина слоев кобальта (L_{Co}) изменялась в пределах 20–800 Å, толщина прослоек кремния (L_{Si}) — в пределах 3–100 Å. При этом суммарная толщина магнитной составляющей в различных образцах поддерживалась на одном уровне, а количество периодов n в

слоистой структуре соответствующим образом изменялось. Тем самым создавалась возможность для анализа свойств магнитных слоев малой толщины и сохранялась относительно большая величина магнитного момента образцов в целом.

Применение указанной тактики приводит в число действующих размерный фактор, т.е. возможность непосредственного влияния толщины на магнетизм слоев Co. Для его вычленения предварительно было проведено сравнение свойств серии пленок $[\text{Co}/\text{Si}]_n$ с пленками $[\text{Co}/\text{Si}]_n$, полученными в идентичных условиях. Известно, что кобальт и медь не образуют интерметаллических соединений и обладают крайне низкой взаимной растворимостью [10]. Это позволяет предполагать, что в пленках $[\text{Co}/\text{Cu}]_n$ основной причиной изменения свойств слоев Co с толщиной должен быть именно размерный фактор.

3. Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 1 показаны зависимости намагниченности насыщения кобальта M_{Co} (кривые 1) и коэрцитивной силы H_c (кривые 2) многослойных пленок обоих типов при комнатной температуре (T) от L_{Co} . Толщина немагнитных прослоек для всех образцов в данном эксперименте составляла $\sim 20 \text{ \AA}$. Подчеркнем, что здесь и далее при вычислении намагниченности объем немагнитных прослоек не принимался во внимание. Магнитное поле (H), в котором проводились измерения M_{Co} , имело напряженность до 15 кОе и было ориентировано в плоскости образцов. Из рисунка видно, что в обоих случаях

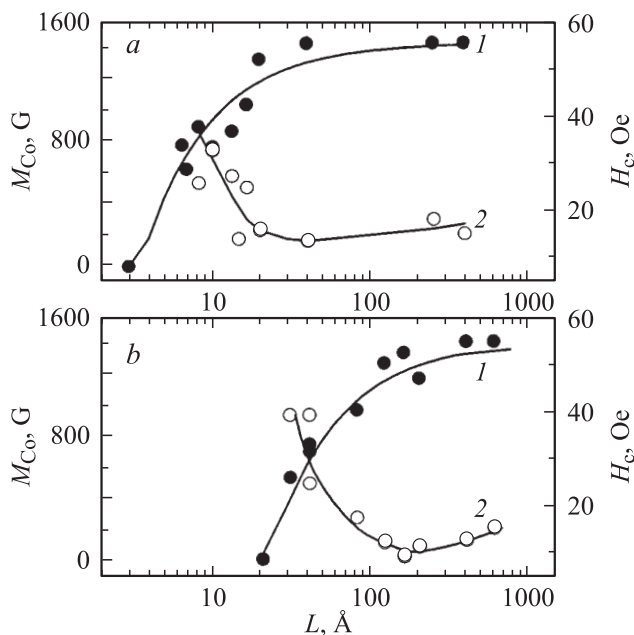


Рис. 1. Зависимости спонтанной намагниченности (1) и коэрцитивной силы (2) Co от толщины магнитных слоев в пленках $[\text{Co}/\text{Cu}(20)]_n$ (a) и $[\text{Co}/\text{Si}(20)]_n$ (b) при $T = 293 \text{ K}$.

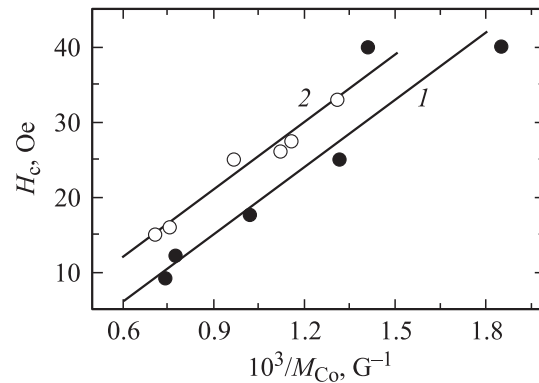


Рис. 2. Зависимости коэрцитивной силы от величины обратной намагниченности Co при комнатной температуре в пленках: 1 — $[\text{Co}/\text{Si}(20)]_n$, 2 — $[\text{Co}/\text{Cu}(20)]_n$.

с уменьшением значения L_{Co} имеет место снижение намагниченности насыщения. Однако качественное подобие сопровождается значительным количественным различием приведенных зависимостей. В образцах, содержащих прослойки Si, заметное уменьшение величины M_{Co} наблюдается уже при $L_{\text{Co}} \leq 100 \text{ \AA}$, а при $L_{\text{Co}} \leq 20 \text{ \AA}$ эти пленки вообще не являются магнитоупорядоченными. В образцах с прослойками Cu все изменение намагниченности сосредоточено в существенно более узком интервале толщин. Здесь снижение M_{Co} уверенно фиксируется только при $L_{\text{Co}} < 20 \text{ \AA}$.

Аналогичную информацию содержат и гистерезисные свойства исследуемых объектов. Их характерной особенностью является сильное увеличение коэрцитивной силы в области малых L_{Co} . Такого рода поведение H_c в тонких пленках считается закономерным и обычно связывается с увеличением роли поверхностных дефектов в задержке смещения доменных границ. Однако рассматриваемая ситуация имеет свою специфику. Особенность состоит в том, что для пленок с разным типом прослоек рост H_c начинается при различных L_{Co} . И в этом зависимости $H_c(L_{\text{Co}})$ коррелируют с рассмотренными выше зависимостями $M_{\text{Co}}(L_{\text{Co}})$. Наличие указанной корреляции наводит на мысль о том, что само снижение M_{Co} , обуславливающее уменьшение эффективности взаимодействия намагниченности с внешним магнитным полем, и вносит определяющий вклад в увеличение H_c . Это предположение подтверждается ходом зависимостей коэрцитивной силы от величины $(M_{\text{Co}})^{-1}$, которые показаны на рис. 2 для той области толщин слоев, где наблюдается существенное уменьшение M_{Co} . Как видно, экспериментальные данные удовлетворительно аппроксимируются прямыми линиями. Причем для разных типов образцов наклон прямых практически одинаков. Некоторый их сдвиг можно отнести за счет разной шероховатости поверхностей слоев Co, сопрягающихся с Si или Cu. Тонкопленочный кремний, как правило, аморфен и не является преобладающим источником шероховатости. Медь, напротив, имеет повышенную склон-

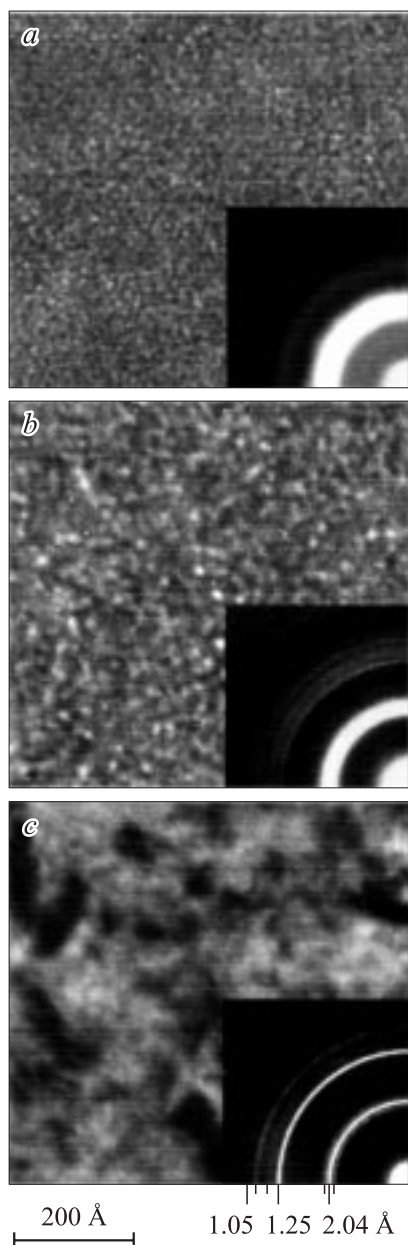


Рис. 3. Картины микроструктуры и электронограммы пленок $[\text{Co/Si}(20)]_n$ с разной толщиной слоев Co: *a* — 10, *b* — 30, *c* — 100 Å.

ность к кристаллизации. А кристаллический характер немагнитных прослоек может вносить дополнительный вклад в шероховатость магнитных слоев.

В целом представленные данные позволяют заключить, что в слоях Co с толщиной более 2 nm размерные изменения спонтанной намагниченности малосущественны, и для объяснения поведения M_{Co} в мультислоях Co/Si следует искать иные причины. Первое, что требует анализа, — это возможность структурно-химических новообразований в слоистой системе. Из-за локализации вблизи поверхности раздела слоев они эффективно могут вызывать зависимость свойств пленок

от толщины магнитных слоев. Для получения сведений о структурном и фазовом состоянии пленок $[\text{Co/Si}]_n$ с разной величиной L_{Co} была привлечена электронная микроскопия.

На рис. 3 показаны типичные картины микроструктуры и дифрактограммы некоторых образцов $[\text{Co/Si}]_n$. Уже из сравнения приведенных микрофотографий следует, что с уменьшением толщины слоев Co от 100 до 10 Å многослойные пленки переходят из мелкокристаллического состояния (рис. 3, *c*) в состояние, близкое к аморфному (рис. 3, *a*). При этом набор дифракционных линий, которые довольно четко фиксируются в пленке с $L_{\text{Co}} = 100$ Å, отвечает ГПУ кристаллической решетке Co. Уменьшение толщины слоев ведет к размытию дифракционных линий и вырождению их в гало, что является очевидным свидетельством аморфизации материала. Однако даже в очень тонких слоях сохраняются некоторые признаки кристаллической решетки Co. На это указывает расположение двух гало. Их средние линии соответствуют систематическим межатомным расстояниям 1.9 и 1.25 Å, т.е. присутствуют как раз в местах локализации двух систем дифракционных линий кристаллического Co. Материал прослоек (Si), по-видимому, находится в аморфном состоянии и не дает собственных дифракционных линий.

В целом электронно-микроскопическое исследование показало некоторую неоднородность структурного состояния пленок $[\text{Co/Si}]_n$ по площади. Она проявляется в небольшом изменении соотношения диффузной и локализованной составляющих дифрактограмм в разных местах образцов. Однако общая картина структурных превращений в объеме пленок при этом остается одинаковой. На некоторых дифрактограммах зафиксированы также отдельные линии малой интенсивности, которые не вписываются в структуру ГПУ Co. Это указывает на присутствие в пленках следов других кристаллических фаз. Потенциально их спектр относительно широк: окислы и силициды Co, а также сам кремний и его окислы. Однако, судя по интенсивности дифракционных рефлексов, побочные фазы занимают незначительный объем. Все это дает основание считать межслойные интерфейсы Co–Si малопротяженными образованиями, которые, скорее всего, представляют собой аморфизированный двухкомпонентный твердый раствор.

Детальные сведения о магнитном состоянии Co были получены из низкотемпературных измерений свойств мультислоев. В частности, рис. 4 иллюстрирует влияние прослоек Si разной толщины на спонтанную намагниченность основного состояния образцов $[\text{Co}(70)/\text{Si}]_9$, содержащих магнитные слои с $L_{\text{Co}} = 70$ Å. Здесь для представления результатов использована величина μ_{Co} , которая получена как отношение намагниченности насыщения Co в пленках с прослойками к намагниченности насыщения однородной пленки Co. Видно, что указанное влияние быстро нарастает с увеличением толщины кремния и при $L_{\text{Si}} > 20$ Å становится весьма существенным, приводя к понижению μ_{Co} почти на 40%. Такое

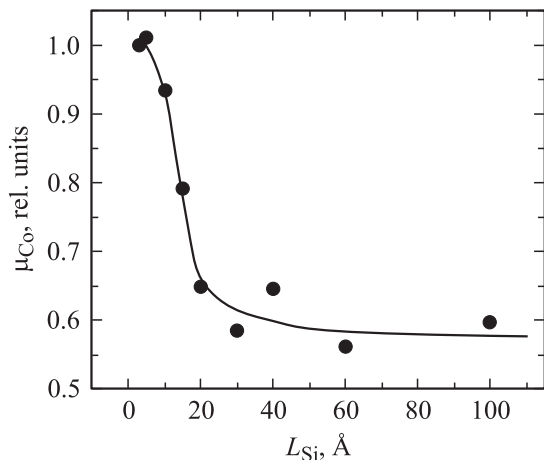


Рис. 4. Зависимость приведенной намагниченности насыщения пленок $[Co(70)/Si]_9$ от толщины прослоек Si при $T = 4.2$ К. Нормировка осуществлена на намагниченность пленки, не содержащей немагнитных прослоек.

поведение намагниченности можно связать с уменьшением эффективного магнитного момента атомов Co, вызванным изменением зонной электронной структуры в присутствии атомов Si. Это явление известно для однородных аморфных пленок Co–Si [6]. В нашем случае возникновение областей бинарного состава может быть следствием межслойной диффузии. Ее наличие зафиксировано, в частности, в работе [11] при прямом изучении структурно-химического толщинного профиля пленок Co/Si.

Таким образом, вопрос формирования и структуры межслойных интерфейсов является ключевым для интерпретации свойств мультислоев Co/Si. Представленная на рис. 4 зависимость $\mu_{Co}(L_{Si})$ указывает на возможность постепенного наращивания толщины интерфейса при увеличении L_{Si} . Однако более вероятной представляется иная трактовка. Мы исходим из того, что на начальной стадии образования в условиях неэпитаксиального осаждения пленки большинство материалов имеют островковую структуру и их толщину нужно рассматривать как номинальную характеристику. Поэтому при $L_{Si} < 20$ Å изменение μ_{Co} в большой мере может быть обусловлено не вариацией толщины, а изменением площади прослоек и соответственно площади их контакта с магнитными слоями. В этой связи наблюдающееся резкое изменение хода $\mu_{Co}(L_{Si})$ в области $L_{Si} \sim 20$ Å естественно связать с окончанием процесса формирования сплошных прослоек. Дальнейшее наращивание L_{Si} уже не вносит существенных изменений в магнитные свойства Co. Следует отметить, что переход от островковой к сплошной структуре прослоек в области номинальных толщин 10–20 Å наблюдался нами ранее на слоистых пленочных объектах других типов [12].

Для оценки протяженности межслойного интерфейса предположим, что концентрация Si линейно убывает от поверхности внутрь слоев Co. Кроме того, основываясь

на данных работы [6], будем считать, что и магнитный момент атомов Co уменьшается с увеличением концентрации Si линейно и обращается в нуль в композициях, содержащих более 20 at.% Si. Тогда несложный подсчет, исходящий из того, что полностью сформировавшиеся интерфейсы в образцах $[Co(70)/Si]_9$ уменьшают среднюю намагниченность до 0.6 от исходной величины, даст глубину проникновения Si в Co ~ 15 Å.

Состоятельность предложенной модели была проверена на серии образцов с изменяющейся толщиной слоев Co и фиксированной толщиной прослоек ($L_{Si} = 20$ Å). Соответствующие данные по приведенной намагниченности μ_{Co} при $T = 4.2$ К показаны на рис. 5 точками. В этом случае нормирующей величиной выступала намагниченность образцов с $L_{Co} = 420$ Å. Как видно μ_{Co} падает с уменьшением L_{Co} , причем скорость падения нарастает с уменьшением L_{Co} . Такой эффект можно рассматривать как результат изменения относительной роли интерфейсов с пониженной средней намагниченностью в общем объеме Co. Использование этого предположения, указанных выше параметров интерфейсов и толщинных характеристик конкретных образцов позволило получить расчетную зависимость $\mu_{Co}(L_{Co})$. Она показана на рис. 5 штриховой линией. Привязка рассчитанной зависимости к экспериментальным данным осуществлена для образца с $L_{Co} = 420$ Å. В целом расчет удовлетворительно воспроизводит характер реальной зависимости $\mu_{Co}(L_{Co})$, что можно рассматривать как свидетельство адекватности исходной модели. Некоторое количественное расхождение, вероятно, является следствием грубости линейного приближения, использованного для описания межслойного перемешивания.

Дополнительную информацию о характере межслойного влияния в мультислоях Co/Si несут температурные зависимости магнитных свойств. На рис. 6 показаны изменения с температурой удельного магнитного момента σ (отнесенного к единице площади) некоторых

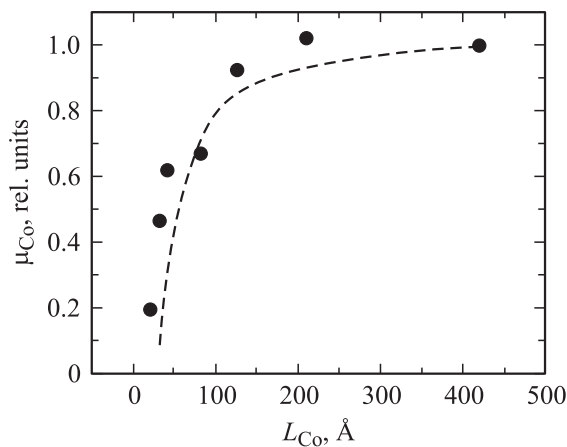


Рис. 5. Экспериментальная (точки) и расчетная (линия) зависимости приведенной намагниченности пленок $[Co/Si(20)]_n$ от толщины слоев Co при $T = 4.2$ К. Нормировка осуществлена на намагниченность пленки с $L_{Co} = 420$ Å.

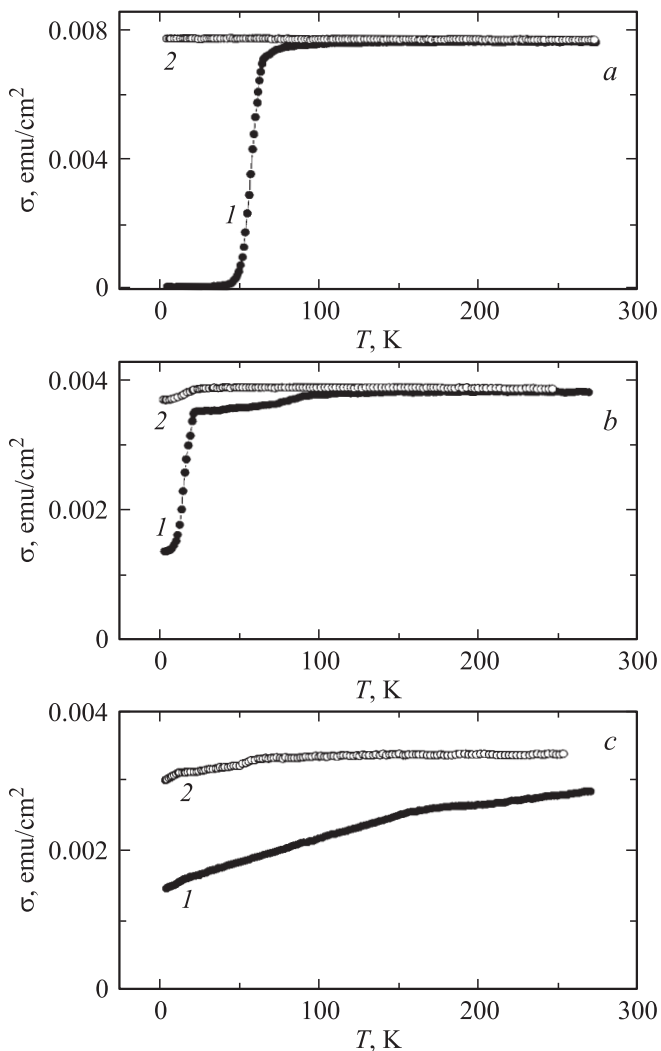


Рис. 6. Температурные зависимости удельного магнитного момента, измеренные в магнитных полях напряженностью 50 (1) и 400 Ое (2) на образцах $[\text{Co}(70)/\text{Si}]_9$ с различной толщиной прослоек Si: *a* — 5, *b* — 15, *c* — 20 Å.

образцов серии $[\text{Co}(70)/\text{Si}]_9$, отличающихся толщиной прослойки Si. Все зависимости $\sigma(T)$ получены при повышении температуры на пленках, прошедших определенную подготовку: охлаждение до $T = 4.2$ К, размагничивание переменным магнитным полем, намагничивание в плоскости постоянным магнитным полем определенной напряженности H_0 .

Характерные особенности представленных зависимостей $\sigma(T)$ состоят в следующем. Образцы $[\text{Co}(70)/\text{Si}]_9$ с $L_{\text{Si}} \leq 10$ Å, находящиеся в относительно слабом магнитном поле ($H_0 = 50$ Ое), обнаруживают при температуре ~ 50 К резкий переход из состояния с $\sigma \sim 0$ в состояние магнитного насыщения. В более сильном поле ($H_0 = 400$ Ое) магнитное насыщение наступает уже при начальной температуре (4.2 К), и далее вплоть до комнатной температуры магнитный момент образцов почти не меняется (рис. 6, *a*). Такое поведение σ можно объ-

яснить, учитывая два обстоятельства: указанные пленки в диапазоне ($4.2 < T < 300$ К) перемагничиваются по прямоугольной петле гистерезиса; коэрцитивная сила уменьшается с увеличением температуры, отражая тем самым температурное изменение величины магнитной анизотропии Co. Таким образом, скачок на зависимости $\sigma(T)$ происходит в ситуации, при которой поле старта (близкое к коэрцитивной силе) сравнивается с внешним полем H_0 .

Для образцов $[\text{Co}(70)/\text{Si}]_9$ с прослойками толщиной от 15 до 20 Å на зависимостях $\sigma(T)$ появляются (рис. 6, *b*) и расширяются (рис. 6, *c*) участки постепенного нарастания магнитного момента. Причем это имеет место, хотя и в разной степени, но для обеих величин поля H_0 . Кроме того, поле $H_0 = 50$ Ое вызывает частичное намагничивание образцов уже при $T = 4.2$ К, но не может обеспечить их магнитного насыщения даже при комнатной температуре. В образцах с большими значениями L_{Si} эта тенденция получает лишь небольшое количественное развитие, но качественно ход кривых $\sigma(T)$ не меняется. Наличие поэтапной трансформации гистерезисных свойств наглядно представляет и изменение отношения остаточного магнитного момента к магнитному моменту насыщения σ_r/σ_s в зависимости от величины L_{Si} при $T = 4.2$ К (рис. 7). Это отношение близко к единице в образцах $[\text{Co}(70)/\text{Si}]_9$ с тонкими прослойками и составляет около 0.7 в большинстве других пленок.

Наличие описанных особенностей также указывает на объемную неоднородность магнитных свойств мультислоев с относительно толстыми прослойками. Вероятно, в них (в слоях Co) присутствуют области с флуктуирующей в пространстве и относительно сильной магнитной анизотропией. Они затрудняют достижение магнитного насыщения в местах своей локализации, но облегчают намагничивание остальной части пленок. В качестве таких областей могут выступать межслойные интерфейсы, в которых благодаря присутствию Si происходит

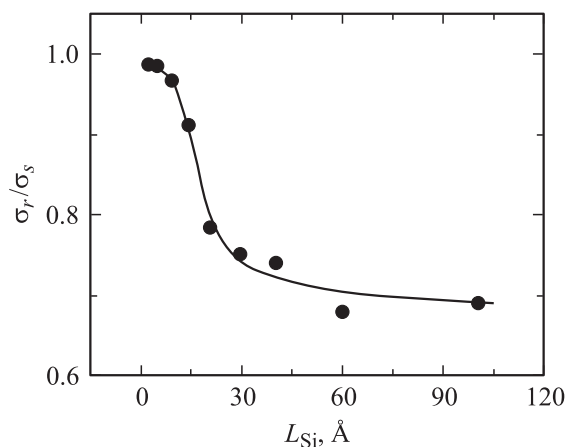


Рис. 7. Зависимость отношения остаточного магнитного момента к магнитному моменту насыщения от толщины прослоек Si при температуре 4.2 К.

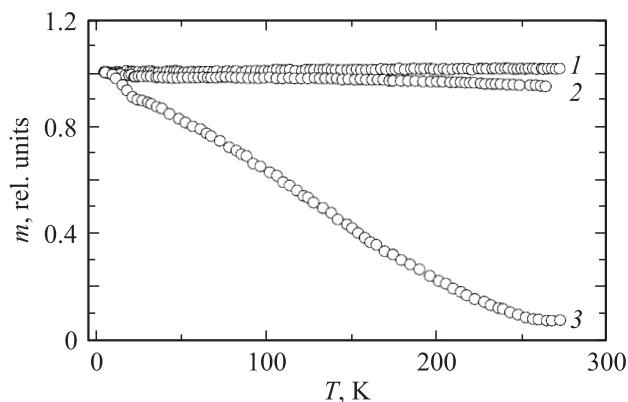


Рис. 8. Зависимости приведенного магнитного момента $m = \sigma(T)/\sigma(4.2\text{ K})$ от температуры в поле $H_0 = 500\text{ Oe}$ для образцов $[\text{Co/Si}(20)]_n$ с разной толщиной слоев Co: 1 — 210, 2 — 42, 3 — 20 Å.

аморфизация металла. Аморфное состояние порождает структурно-химические флуктуации в материале, что и является причиной дисперсии магнитной анизотропии. при этом сама по себе аморфизация, согласно [6], не сказывается на величине эффективного магнитного момента атомов Co.

С межслойными интерфейсами можно связать и существенное изменение температурного хода спонтанной намагниченности, которое наблюдается в пленках с фиксированной толщиной прослоек при переходе к очень тонким магнитным слоям. Этот факт иллюстрирует рис. 8, на котором показаны зависимости приведенного магнитного момента $m = \sigma(T)/\sigma(T = 4.2\text{ K})$ от температуры для образцов серии $[\text{Co/Si}(20)]_n$ с $L_{\text{Co}} = 210, 42, 20\text{ Å}$. Они измерены в поле $H_0 = 500\text{ Oe}$. Видно, что при относительно большой толщине слоев Co (кривая 1) величина m практически постоянна во всем использованном интервале температур 4.2–300 K. В образцах с меньшей L_{Co} (кривая 2) имеет место тенденция к снижению намагниченности при повышении температуры. Наконец при $L_{\text{Co}} = 200\text{ Å}$ (кривая 3) тенденция превращается в определяющую закономерность, выражающуюся, в частности, в уменьшении температуры Кюри до уровня ниже комнатной температуры.

Наблюдающееся ослабление обменного взаимодействия — вполне закономерная особенность для пленок с ультратонкими магнитными слоями. Однако в данном случае она не связана прямо с размерным фактором, а, скорее, является следствием уменьшения эффективного атомного магнитного момента Co (рис. 5). В соответствии с приведенными выше количественными оценками толщина интерфейса, в котором имеет место изменение электронной структуры Co под воздействием Si, составляет $\sim 15\text{ Å}$. Возвращаясь к зависимостям $m(T)$, можно констатировать, что радикальные изменения в температурном ходе намагниченности происходят именно тогда, когда толщина магнитных слоев становится меньше

удвоенной толщины интерфейса, т.е. когда интерфейсы разных поверхностей перекрываются.

Подводя итог представленному исследованию, можно заключить следующее. Слои кобальта в составе неэпитаксиальных мультислоев с немагнитными прослойками при уменьшении толщины претерпевают аморфизацию и в зависимости от материала прослоек могут сохранять уровень магнитных свойств до толщин $\sim 20\text{ Å}$ или обнаруживать их существенную деградацию при значительно больших толщинах. Последнее имеет место при поверхностном контакте с кремнием и выражается в уменьшении среднего атомного магнитного момента и ослаблении обменного взаимодействия. По оценкам, этот эффект простирается на глубину не менее 15 Å и, вероятно, связан с межслойным перемешиванием, приводящим к локализованному в поверхностных интерфейсах изменению электронной структуры Co. Кроме того, Si, по-видимому, способствует более эффективной аморфизации в объеме указанных интерфейсов, которая обуславливает дисперсию магнитной анизотропии и изменение гистерезисных свойств мультислоев.

Список литературы

- [1] A. Barthelemy, A. Fert, F. Petroff. Handbook of Magnetic Materials / Ed. K.M.J. Bushow. North-Holland, Amsterdam (1999). Vol. 12. P. 1.
- [2] V.O. Vas'kovskiy, N.N. Schegoleva, R. Lopez Anton, M.L. Fdez-Gubieda, V.N. Lepalovskij, A.A. Yuvchenko, G.V. Kurlyandskaya, A.N. Sorokin. J. Magn. Magn. Mater. **254–255**, 115 (2003).
- [3] L.M. Socolovsky, J.C. Denardin, A.L. Brandl, M. Knobel. Mat. Char. **50**, 117 (2003).
- [4] С.А. Никитин. Магнитные свойства редкоземельных металлов и их сплавов. Изд-во МГУ, М. (1989). 248 с.
- [5] V.O. Vas'kovskiy, A.V. Svalov, A.N. Sorokin, P.V. Krapivin, A.V. Zinin. J. Alloys Comp. **285**, 238 (1999).
- [6] W.Z. Felsch. Angew. Phys. **195**, 275 (1970).
- [7] P.J. Grundy. J. Alloys Comp. **326**, 226 (2001).
- [8] P.J. Grundy, J.M. Fallon, H.J. Blythe. Phys. Rev. B **62**, 9566 (2000).
- [9] J. Enkovaara, A. Ayuela, R.M. Nieminen. Phys. Rev. B **62**, 16018 (2000).
- [10] Р.М. Бозорт. Ферромагнетизм. ИЛ, М. (1956) 622 с.
- [11] J.M. Fallon, A. Fauce, P.J. Grundy. J. Appl. Phys. **88**, 2400 (2000).
- [12] В.О. Васьковский, П.А. Савин, В.Н. Лепаловский, Г.С. Кандаурова, Ю.М. Ярмошенко. ФММ **79**, 70 (1995).