

08

## Рост, структурные и магнитные свойства многослойных нанопленок из Fe, Co и Cu на кремнии

© Н.И. Плюснин,<sup>1</sup> В.М. Ильященко,<sup>1</sup> П.А. Усачев,<sup>2</sup> В.В. Павлов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН,  
690022 Владивосток, Россия

<sup>2</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,  
194021 Санкт-Петербург, Россия  
e-mail: usachev@mail.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 28 октября 2014 г.)

Исследованы многослойные нанопленки на основе ферромагнитных металлов Fe, Co и диамагнитного металла Cu, напыленные на подложку Si(001)2×1 при пониженной температуре источника. Для характеристики нанопленок использованы методы электронной оже-спектроскопии, спектроскопии характеристических потерь энергий электронов, дифракции медленных электронов и магнитооптического эффекта Керра. Показано, что в зависимости от условий роста первые несколько монослоев металла образуют силициды либо твердый раствор кремния в металле с сегрегированным на нем кремнием. Введение двумерных (1–4 монослоя) прослоек из Cu, а также наклонное (~45°) напыление приводит к псевдопослойному росту пленок без силицидообразования. Методом магнитооптического эффекта Керра установлено, что многослойные нанопленки обладают магнитной анизотропией типа „легкая плоскость“. Определено влияние условий роста, а также структуры пленок на величины намагниченности и коэрцитивного поля.

### Введение

В низкоразмерных магнитных структурах ограничение пространственной степени свободы электронов может приводить к ряду новых физических явлений [1]. Одним из таких необычных физических явлений является связывание магнитных моментов ферромагнитных (ФМ) металлических слоев через наноразмерную диамагнитную (ДМ) прослойку. Это явление может использоваться, например, для создания спин-вентильных транзисторов, в которых помимо заряда электрона в качестве носителя информации используется его спин, что дает потенциальную возможность для создания новых устройств записи и обработки информации [2].

Наиболее перспективными материалами для спин-вентильных приборов являются структуры в виде слоев ФМ металлов Co, Fe, Ni или сплавов на их основе, а в качестве немагнитной прослойки — Cu [3]. Это связано с тем, что ФМ металлы Co и Fe позволяют создать высокую степень спиновой поляризации электронов при комнатной температуре, а Cu обладает высокой проводимостью и имеет низкую растворимость в Co и Fe. Использование кремния в качестве подложки обусловлено тем, что он обладает наибольшей среди полупроводников длиной когерентности спинов электронов [4].

Основная проблема при создании магнитных наноразмерных структур на кремнии — это получение ультратонких слоев металлов с атомно-резкими границами раздела, как с кремниевой подложкой, так и между собой. Дело в том, что рост металла на кремнии обычно приводит к образованию перемешанного силицидного слоя, а также к нарушению протяженной границы раздела. В результате этого формируется „мертвый“,

т.е. немагнитный слой, состоящий из слоя силицидного сплава [5,6] и дефектного приграничного слоя кремния [7]. Это приводит к ослаблению магнитного связывания и уменьшению эффективности спиновой инжекции из ФМ металла в кремний [8]. Данная проблема проявляется особенно сильно, если толщина немагнитной прослойки меньше одного нанометра или соизмерима с электронной длиной волны де Бройля.

В настоящее время ультратонкие слои ФМ и ДМ металлов лучше всего получаются методом термического напыления в вакууме. Чтобы обеспечить равномерность толщины выращиваемой пленки вдоль поверхности подложки, в этом методе напыления обычно используют удаленные от подложки и точечные по отношению к ее размерам источники. Использование удаленных и точечных источников требует повышенной температуры металла в источнике и приводит к нагреву поверхности подложки при ее бомбардировке нагретым потоком атомов металла. В результате, при напылении происходит диффузия кремния в пленку металла и формирование силицида, особенно при толщине пленки в несколько монослоев (ML), например, в случае Fe — Fe<sub>3</sub>Si [9–12]. Поэтому важной задачей является создание таких условий приготовления нанослоев металла, которые позволили бы исключить взаимную диффузию атомов напыляемого металла и подложки. Одним из путей решения этой задачи является использование пониженной температуры подложки, например, комнатной, и низкой тепловой энергии молекулярно-лучевого пучка металла. Понижение тепловой энергии пучка достигается увеличением общей площади испарения в источнике металла (ленточный источник) и уменьшением расстояния от поверхности испарения до подложки. Использование методики, сочетающей низкую температуру подложки

Номер образца	Тип структуры	Толщины слоев в соответствии с последовательностью напыления, ML							Угол напыления, $\gamma$
		Cu	Fe	Cu	Co	Cu	Fe	Cu	
1	Fe/Cu	2	12						45°
2	Fe/Cu	2	12						0°
3	Fe/Cu	1	10						45°
4	Fe/Cu(*)	1	10						0°
5	Cu/Fe/Cu	4	8	8					45°
6	Cu/Fe/Cu(*)	4	8	8					0°
7	Cu/Fe/Cu/Co				10	5	16	8	45°
8	Cu/Fe/Cu/Co				10	5	16	8	0°
9	Cu/Fe/Cu/Co/Cu			2	10	5	16	8	45°
10	Cu/Fe/Cu/Co(**)/Cu			2	10	5	16	8	0°
11	Cu/Co/Cu/Fe/Cu	5	8	5	10	5			45°
12	Cu/Co/Cu/Fe		8	5	10	5			0°

Примечание: \* Слой Cu отжигался при температуре 250°С.

\*\* Первые три монослоя Co напылялись при температуре 250°С.

и пониженную тепловую мощность атомного пучка, позволило создать целый ряд ультратонких пленок переходных металлов (Fe, Co, Cu) на кремнии с атомно-резкой границей раздела [13–16]. Это было достигнуто за счет использования нового метода низкокинетического напыления [17]. Атомно-резкая граница раздела была получена за счет выращивания пленки при комнатной температуре [13–16], в отличие от другого способа, где такая граница была получена при более низкой температуре подложки 100 К [18].

В настоящей работе методом низкокинетического напыления были получены наноструктуры с двумя и большим количеством чередующихся магнитных (Fe, Co) и немагнитных (Cu) металлических слоев на подложке из кремния. Исследованы их структурные и магнитные свойства, установлена связь этих свойств с условиями приготовления нанослоев, в частности, с температурными режимами и углами их напыления.

## 1. Техника приготовления образцов и методика экспериментов

Слоистые металлические наноструктуры на основе Fe, Co и Cu на подложке Si(001)2×1 были приготовлены в условиях сверхвысокого вакуума (СВВ) на специализированной установке, содержащей в одной камере анализаторы дифракции медленных электронов (ДМЭ) и электронной оже-спектроскопии и спектроскопии характеристических потерь энергий электронов (ЭОС–СХПЭЭ) фирмы „Рибер“, манипулятор для образца и термокомпенсированных кварцевых микровесов, молекулярно-лучевые и ленточные источники Fe, Co и Cu и другое оснащение.

В качестве подложек использовались легированные фосфором монокристаллические пластины кремния толщиной 0.42 mm, ориентацией (001) и удельным сопротивлением 4.5  $\Omega\text{cm}$ . Предварительно очищенные с помощью органических растворителей кремниевые пластины

загружались в подготовленную СВВ камеру с рабочим давлением  $4 \cdot 10^{-9}$  Torr и длительно прогревались при температуре 600°С. После этого температура ступенчато поднималась до 1250°С, затем плавно опускалась до комнатной температуры. Непосредственно перед напылением пластины кремния отжигались несколько секунд при температуре 1250°С без нарушения вакуума, после чего медленно охлаждались до требуемой температуры.

Кристаллографическое качество подготовленной поверхности подложки кремния контролировалось методом ДМЭ по наличию резких и ярких рефлексов 2×1, соответствующих поверхностной структуре Si(001)2×1. Чистота поверхности контролировалась методом ЭОС по отсутствию пиков кислорода и углерода. Заданная температура подложки поддерживалась путем пропускания через пластину Si постоянного электрического тока.

В качестве источников металлов для осаждения использовались пленки Cu, Co и Fe, нанесенные на ленту из танталовой фольги путем термического испарения заготовки металла. Для этих целей использовались заготовки, выполненные в виде брусочка (Fe и Co) или проволоочной навески (Cu), со степенью чистоты более 99.98%, которые помещались вблизи нагревателя из вольфрамовой спирали или проволоки. Требуемая температура танталовой фольги и заготовки металла поддерживалась путем пропускания постоянного стабилизированного электрического тока через фольгу или нагреватель. Эта температура составляла для Fe — 1250°С, для Co — 1130°С и для Cu — 900°С.

Напыление производилось одновременно на две подложки кремния. Расстояние от ленточного источника до кремниевых подложек в процессе напыления составляло около 2 см, что соизмеримо с длиной фольги и размером кремниевой подложки, а также расстоянием между подложками. Кремниевые подложки располагались под углом напыления  $\gamma$ , определяемым как угол между молекулярным пучком и нормалью к плоскости подложки. Данные о приготовленных в рамках настоящего исследования образцах сведены в таблицу.

Из таблицы можно видеть, что приготовленные структуры состоят из слоев Fe (8–16 ML) и Co (10 ML) с прослойками Cu (1–5 ML) между ними и подложкой. В образце 10 первые три монослоя Co напылялись при температуре 250°C, а в образцах 4 и 6 прослойка Cu отжигалась при температуре 250°C.

Приготовленные структуры были исследованы методами ЭОС, ДМЭ и СХПЭЭ. Методом ЭОС исследовался элементный состав и определялся механизм роста пленки, методом ДМЭ — тип кристаллической структуры пленки, а методом СХПЭЭ — плотность валентных электронов, которая характеризовала тип и плотность межатомных связей в пленке. Эти исследования проводились при базовом давлении  $8 \cdot 10^{-10}$  Torr.

Затем образцы выгружались на воздух, и исследовались их магнитные характеристики методом магнитооптического эффекта Керра (МОЭК) в меридиональной и полярной геометриях. В качестве источника света в исследованиях МОЭК использовался гелий-неоновый лазер с излучением света на длине волны 632 nm. Интенсивность света модулировалась на частоте 42 kHz с помощью фотоупругого модулятора PEM-100 фирмы Hinds Instruments, сигнал детектировался с помощью синхронного усилителя SR830 фирмы Sanford Research, что позволило достичь чувствительности метода по углу поворота плоскости поляризации около одной угловой секунды.

## 2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

### 2.1. Данные ДМЭ, ЭОС и СХПЭЭ

В процессе напыления металлов на подложку Si(001)  $2 \times 1$  картины ДМЭ показывали постепенное затухание рефлексов от подложки и замещение их фоном при толщине слоя металла около 2 ML. В дальнейшем на картинах ДМЭ присутствовал только фон, что говорило о росте металлов с мелкокристаллической или аморфной структурой, и об отсутствии в пленке каких-либо крупных ориентированных монокристаллических или эпитаксиальных зерен.

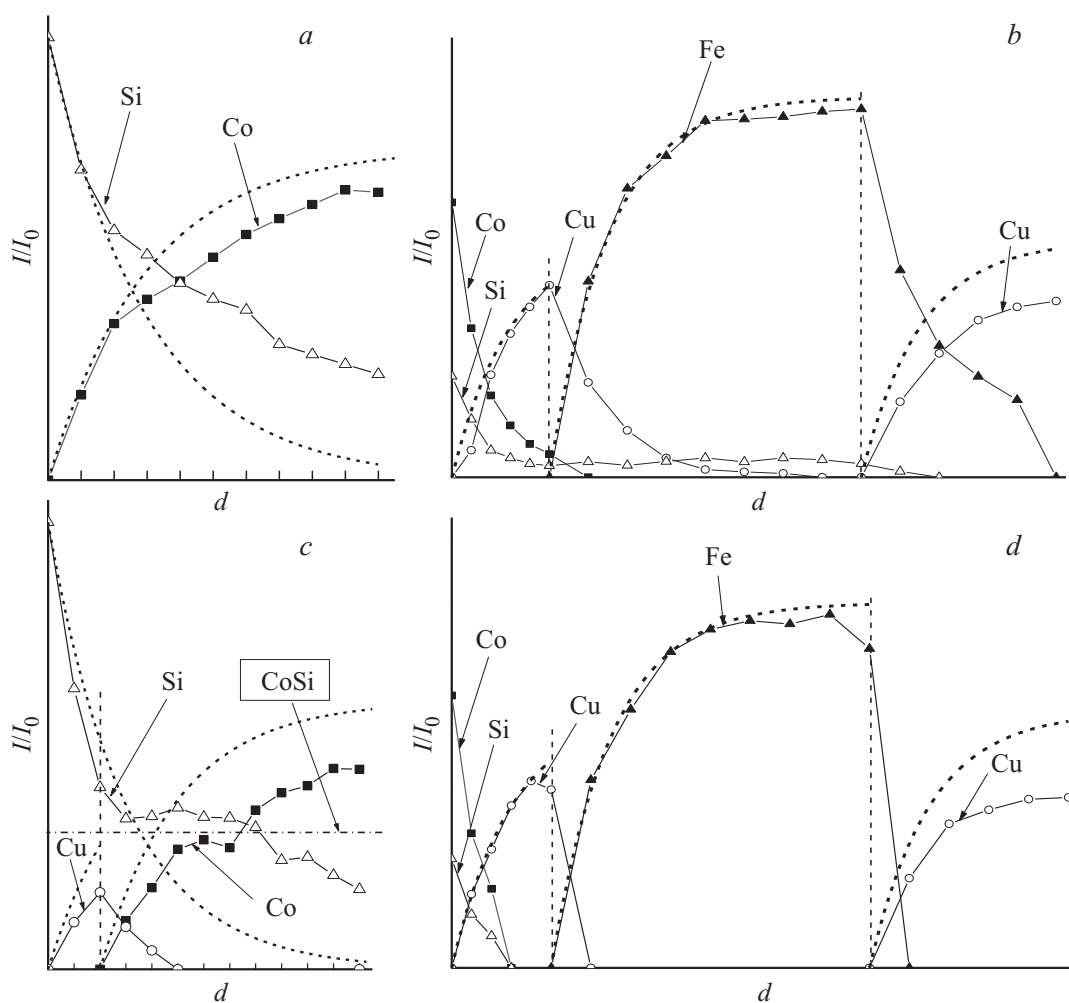
На рис. 1 и 2 показаны интенсивности оже-пиков металлов и кремния в зависимости от толщины слоев (рис. 1 образцы 9 и 10, рис. 2 образцы 11 и 12 (см. таблицу)). Интенсивности пиков нормированы к интенсивности пика Si подложки при  $d = 0$ . Пунктирными линиями показаны теоретические кривые для модели псевдо-послойного роста. Горизонтальным пунктиром показан уровень пика Si для силицида (CoSi). Вертикальной пунктирной линией отделены стадии формирования соответствующих слоев.

Как видно из рис. 1 и 2, в оже-спектрах ( $dN/dE$ ) наблюдается близкое к экспоненциальному затухание пиков кремния от подложки и близкий к экспоненциальному рост пиков металлов. Подобная зависимость изменения интенсивности пиков характерна для модели

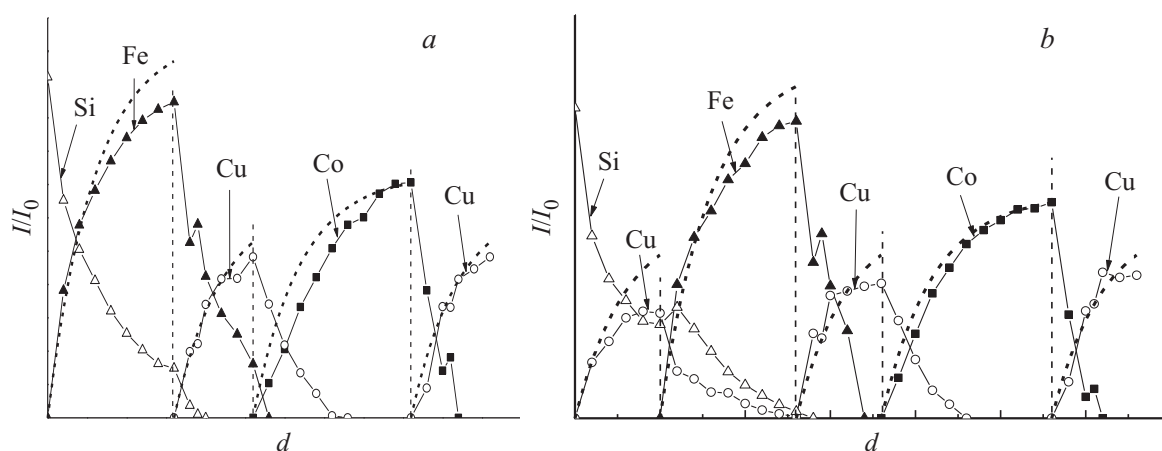
псевдопослойного роста пленки в виде неодновременно зарождающихся островков, когда переход к каждому следующему монослою смазан. При этом длина поверхностной диффузии соизмерима с расстоянием между центрами зародышеобразования островков, однако, эта длина значительно меньше расстояния между ступенями. Систематическое отклонение от теоретической кривой можно объяснить более выраженным проявлением трехмерного или многослойного роста островков, либо их перемешиванием с подложкой, а случайные отклонения — нестабильностью пленки (например, под действием электронного пучка). В целом псевдо-послойный рост должен приводить к зернистой морфологии пленки, что подтверждается данными атомно-силовой микроскопии (АСМ) [19].

По мере увеличения толщины первого слоя металла в тонкой структуре оже-спектров ( $dN/dE$ ) и спектров ХПЭЭ ( $d^2N/dE^2$ ) наблюдалось изменение формы положительного выброса пика Si–L<sub>23</sub>VV, отвечающего за переходы в валентной зоне и соответственно за сдвиг пиков поверхностного и объемного плазмонов. Так, в случае Co, пик поверхностного плазмона (10.5 eV) для образца 9 был зафиксирован в области 13.4 eV, а для образца 10 в области 12.6 eV, что указывает на формирование Co с растворенными в нем Si и силицида CoSi. Изменение формы выброса пика Si–L<sub>23</sub>VV характеризует изменение плотности поверхностных и объемных состояний из-за формирования химических связей атомов подложки с атомами адсорбированного металла. В образце 10 это изменение проявлялось в более сильном уширении пика, что соответствует образованию в пленке силицида. В образце 9 происходило расщепление отрицательного выброса оже-пика Si–L<sub>23</sub>VV, которое соответствует сегрегированному Si на поверхности пленки Co.

Влияние буферного силицидного слоя Co(3 ML)/Cu(2 ML) + Si на рост пленки Co можно проследить по характеру изменения интенсивности пиков Si на рис. 1, а, с. Сравнивая пики Si на рис. 1, а (образец 9) и с (образец 10), видим, что после роста двух монослоев Co интенсивность пика Si в образце 9 снижается значительно медленнее, чем происходит рост пика Co. В образце 10 величина пика Si при формировании буферного слоя Co(3 ML)/Cu(2 ML) + Si стабилизируется на уровне CoSi, а пик Cu исчезает, что говорит о формировании бислоя из силицидов Cu и Co. После некоторой задержки, вызванной ростом силицида, величины пиков Si и Co изменяются в соответствии с теоретической зависимостью (штрих) и далее стремятся к уровню чистого Co. Из этого можно заключить, что в образце 9 происходил рост пленки Co с сегрегированным на ней кремнием, а в образце 10 кремний из подложки полностью уходил на формирование буферного силицида, после чего был рост Co. Таким образом, процесс формирования силицида CoSi при осаждении первых трех монослоев Co сопровождается ускорением взаимодиффузии и реакции на границе раздела. Это,



**Рис. 1.** Интенсивности оже-пиков Si, Cu, Co и Fe в многослойных структурах: *a* и *b* — образец 9 (Cu/Fe/Cu/Co), *c* и *d* — образец 10 (Cu/Fe/Cu/Co/Cu). Кривые для модели псевдо-последнего роста и уровень Si в силициде CoSi и стадии формирования слоев показаны штрихом. Толщина слоев структур, начиная с первого: Cu — 2 ML, Co — 10 ML, Cu — 5 ML, Fe — 16 ML, Cu — 8 ML.



**Рис. 2.** Интенсивности оже-пиков Si, Cu, Co и Fe в многослойных структурах: *a* — образец 12 (Cu/Co/Cu/Fe); *b* — образец 11 (Cu/Co/Cu/Fe/Cu). Кривые для модели псевдо-последнего роста и стадии формирования слоев показаны штрихом. Толщина слоев, начиная с первого: Cu — 5 ML (*b*), Fe — 8 ML, Cu — 5 ML, Co — 10 ML, Cu — 5 ML.

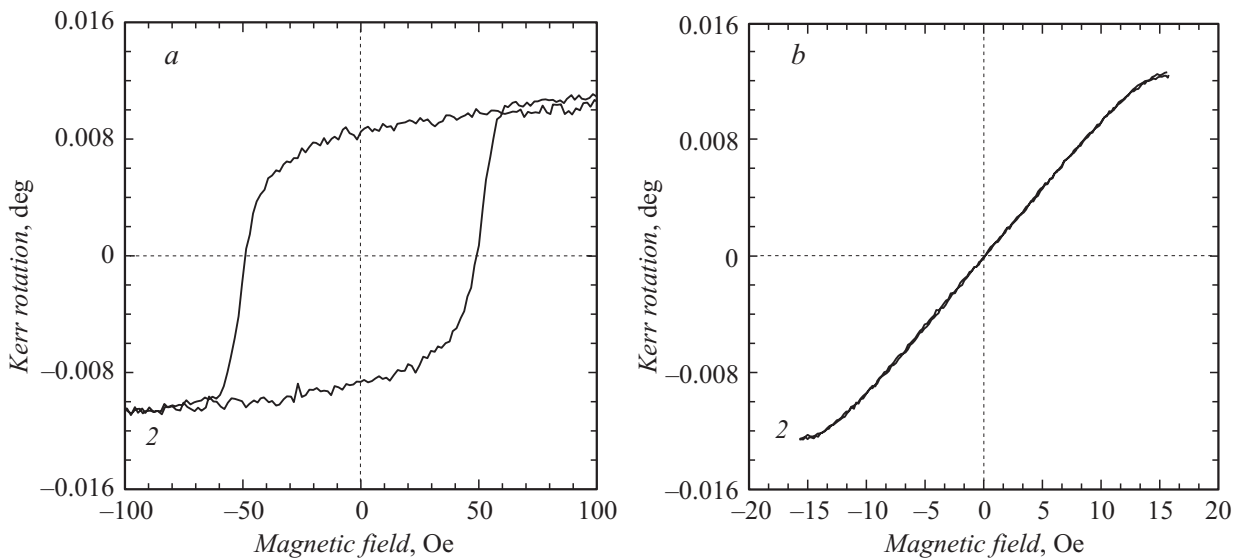


Рис. 3. Меридиональный (а) и полярный (б) МОЭК от двухслойной пленки Fe/Cu (образец 2).

возможно, приводит к кристаллизации, и слой CoSi играет роль диффузионного барьера, что, в конечном итоге, блокирует проникновение Si в последующие слои (рис. 1, *d*). Действительно, на заключительных стадиях роста присутствие или отсутствие Si в Co приводит к наличию (рис. 1, *b*) или отсутствию (рис. 1, *d*) „хвоста“ Si в последующих слоях Fe и Cu.

Наличие буферной медной прослойки между подложкой и ФМ металлом также сказывается на величине пика Si в последующих слоях металлов (рис. 2). Без прослойки Cu (образец 12) пик Si на завершающем этапе роста первого слоя железа еще достаточно сильно выражен (рис. 2, *a*), а с прослойкой Cu (образец 11) спадает до нуля (рис. 2, *b*). Это отличие вызвано сегрегацией Si на поверхности пленки Fe, подобно тому как это происходило в случае Co (рис. 1, *a*). Таким образом, даже без отжига, медная прослойка действует как барьер, предотвращающий диффузию кремния в железо. Как видно из рис. 1, *c* и 2, *b*, медная прослойка перемешивается с кремнием подложки, о чем свидетельствует значительное отклонение величины оже-пиков от теоретической оценки. Поскольку медь и силицид меди являются легкоплавкими, а силицид меди имеет сравнительно низкую температуру образования, то при комнатной температуре в процессе напыления первых монослоев Cu на подложку Si легко формируется двумерный силицид меди [16].

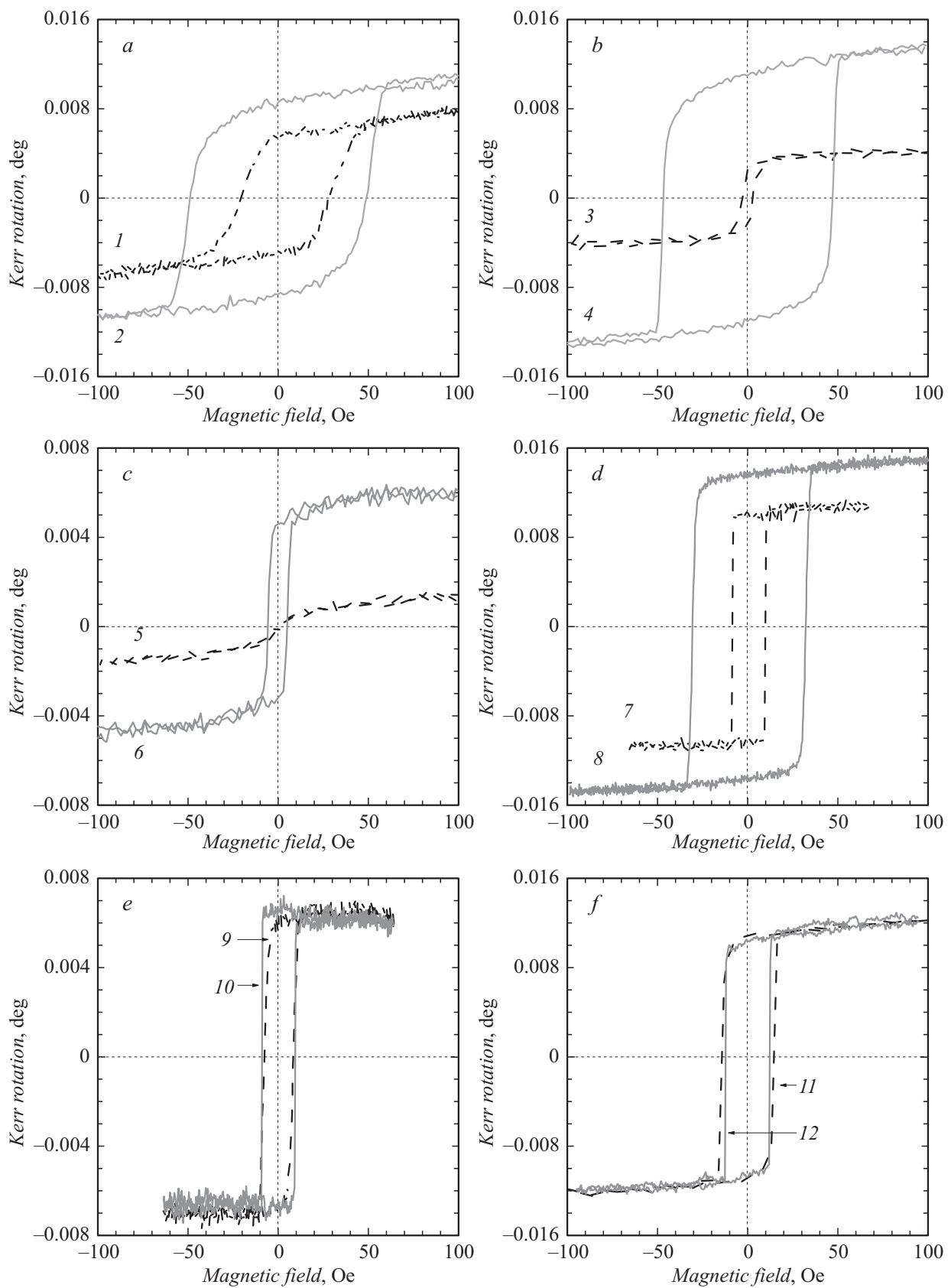
## 2.2. Исследование магнитных характеристик методом МОЭК

На рис. 3 и 4 показаны петли технического намагничивания нанослойных металлических структур, полученные методом МОЭК в меридиональной и полярной геометриях. В полярной геометрии (рис. 3, *b*) магнитное поле до 15 кОе направлено по нормали к плоскости

образца. Величина МОЭК, т.е. зависимость угла поворота плоскости поляризации отраженного света от магнитного поля, представляет собой плавную кривую с насыщением. В меридиональной геометрии (рис. 3, *a*) магнитное поле до 100 Ое направлено в плоскости образца и параллельно плоскости падения луча, кривые МОЭК представляют собой прямоугольные петли гистерезиса. Аналогичная форма петель в меридиональной и полярной геометриях наблюдалась во всех исследованных образцах. Такая форма обусловлена магнитной анизотропией типа „легкая плоскость“ и характерна для сверхтонких магнитных пленок, к которым относятся исследуемые образцы.

По форме петель гистерезиса меридионального МОЭК образцы можно разделить на две группы. В первую группу (образцы 1–6) входят пленки с одним ФМ слоем Fe, а во вторую группу (образцы 7–12) — пленки с двумя ФМ слоями Co и Fe, разделенными немагнитной прослойкой Cu. В первой группе образцов увеличение угла напыления приводит к сужению петли гистерезиса и уменьшению намагниченности (рис. 4, *a* и 4, *b*). Это может быть связано с морфологическими изменениями в пленках вследствие увеличения длины пробега атомов вдоль поверхности и роста островков. К такому же эффекту в образцах первой группы приводит и уменьшение толщины прослойки меди (сравнение кривой 1 на рис. 4, *a* с кривой 3 на рис. 4, *b*), а также наличие слоя Cu поверх слоя Fe (сравнение кривой 3 на рис. 4, *b* с кривой 5 на рис. 4, *c*). Пленки с узкой петлей гистерезиса, по-видимому, могут найти применение в качестве датчиков слабого магнитного поля, а также в спин-вентильных приборах, использующих малые магнитные поля для управления состоянием намагниченности.

Отжиг первого слоя меди уменьшает коэрцитивное поле. Из сравнения кривой 2 на рис. 4, *a* с кривой 4 на рис. 4, *b* и кривой 6 на рис. 4, *c* видно, что в первом



**Рис. 4.** Меридиональный МОЭК от многослойных металлических наноструктур на основе Fe, Co и Cu. Номера кривых соответствуют номерам образцов в таблице.

случае происходит сужение петли с  $\sim 49$  Ое до  $\sim 47$  Ое, а во втором случае — до  $\sim 5$  Ое. Этот результат согласуется с данными, полученными методом ЭОС. Отжиг приводит к обогащению прослойки кремнием, что ведет к увеличению степени перемешивания вышележащего слоя ФМ металла с кремнием.

В образцах второй группы наблюдается более прямоугольная петля гистерезиса, что указывает на ферромагнитный тип связи между слоями Fe и Co, разделенными слоем меди толщиной 5 ML. Вместе с тем, в образцах второй группы (образец 7 и образцы с 9–12), независимо от угла напыления, наличие перед слоем Fe медной прослойки (образец 11), или ее отсутствие (образцы 7 и 12), или ее модификация (образец 10, осаждение первых трех слоев Co при  $250^\circ\text{C}$ ) не приводит к существенному изменению величины намагниченности и коэрцитивного поля (кривые 7 на рис. 4, *d*, 9 и 10 на рис. 4, *e*, 11 и 12 на рис. 4, *f*). Отсюда можно заключить, что морфология слоев от образца к образцу изменяется незначительно, что подтверждается данными ЭОС, которые также указывают на слабозависящий от наличия медной прослойки псевдопослойный рост пленки Fe на Si.

У образцов 7 и 8, в которых отсутствует прослойка меди перед первым слоем Co, наблюдается существенное влияние угла напыления на размеры и форму петли гистерезиса (рис. 4, *d*). Меньший угол напыления приводит к большей степени перемешивания между Co и подложкой Si. В образце 8 произошло полное превращение слоя Co в силицид, поэтому МОЭК в нем формируется только за счет слоя Fe. Таким образом, толщина медной прослойки, ее отжиг и угол осаждения влияют на морфологию вышележащего ФМ слоя структуры.

Увеличение угла напыления приводит к уменьшению передачи тепловой мощности от молекулярного пучка. Следствием этого будет уменьшение длины диффузии и увеличение плотности центров зарождения островков. В результате, размеры зерен пленки будут уменьшаться, что может приводить к появлению суперпарамагнитного вклада в петлю намагничивания. И действительно, в работе [19] сообщалось об уменьшении размеров зерен с увеличением угла напыления.

В заключение, с использованием методик ЭОС, СХПЭЭ, ДМЭ и МОЭК исследованы рост, структурные и магнитные свойства многослойных наноструктур на основе ферромагнитных металлов Fe и Co, и диамагнитного металла Cu, приготовленных на подложке Si(001)  $2 \times 1$  методом термического испарения в вакууме, при пониженной температуре металла в источнике (низкокинетического осаждения). Показано, что рост слоев ФМ металла происходит псевдопослойно. Процесс роста зависит от угла напыления, наличия и толщиной прослойки Cu. Наличие между двух ФМ слоев металла ДМ слоя Cu (5 ML), а также присутствие примеси Si приводит к более прямоугольной форме петли гистерезиса. Наименьшее коэрцитивное поле  $\sim 1$  Ое наблюдалось в пленке Cu(8 ML)/Fe(8 ML)/Cu(4 ML), полученной при

наклонном ( $45^\circ$ ) напылении, а наибольшее поле  $\sim 50$  Ое наблюдалось в пленке Fe(12 ML)/Cu(2 ML), приготовленной при нормальном ( $0^\circ$ ) напылении.

Авторы Н.И. Плюснин и В.М. Ильященко благодарят финансовую поддержку по проектам ДВ-14-3.1.7, ДВ-14-3.1.8 и ДВ-14-3.1.34 (комплексная программа фундаментальных исследований ДВО РАН „Дальний Восток“), авторы П.А. Усачев и В.В. Павлов — по проектам 13-02-00754а (РФФИ) и 14.В25.31.0025 (программа Правительства РФ П220).

## Список литературы

- [1] *Himpsel F.J., Ortega J.E., Mankey G.J. et al. // Adv. Phys.* 1998. Vol. 47, P. 511–597.
- [2] *Awschalom D.D., Flatté M.E. // Nature Phys.* 2007. Vol. 3, P. 153.
- [3] *Ultrathin Magnetic Structures: Application of Nanomagnetism IV / Eds. B. Heinrich, J.A.C. Bland. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2005, 257 p.*
- [4] *Soulen R.J. et al. // Science.* 1998. Vol. 282, P. 85.
- [5] *Tsay J.-S., Yao Y.-D. // Appl. Phys. Lett.* 1999. Vol. 74, P. 1311.
- [6] *Tsay J.S., Yao Y.D., Yang C.S., Cheng W.C., Tseng T.K., Wang K.C. // Surf. Sci.* 2002. Vol. 513, P. 93.
- [7] *Лунева Н.А., Сахаров С.В., Усков В.А., Фомичева З.В. // Изв. АН СССР. Сер. неорганические материалы.* 1979. Т. 15. № 5. С. 731.
- [8] *Hacia S., Last T., Fischer S.F., Kunze U. // J. Phys. D.* 2004. Vol. 37, P. 1310.
- [9] *Gallego J.M., Garcia J.M., Alvarez J., Miranda R. // Phys. Rev. B* 1992. Vol. 46, P. 13339.
- [10] *Zavaliche F., Wulfhekel W., Xu H., Kirschner J. // J. Appl. Phys.* 2000. Vol. 88, P. 5289.
- [11] *Pronin I.I., Gomoyunova M.V., Malygin D.E., Vyalikh D.V., Dedkov Y.S., Molodsov S.L. // J. Appl. Phys.* 2008. Vol. 104, P. 104914.
- [12] *Гомоюнова М.В., Гребенюк Г.С., Попов К.М., Пронин И.И. // Письма в ЖТФ.* 2013. Т. 39. Вып. 8, С. 1.
- [13] *Plyusnin N.I., Tarima N.A., Ilyashchenko V.M., Kitan' S.A. // Tech. Phys. Lett.* 2012. Vol. 38, P. 324.
- [14] *Plyusnin N.I., Ilyashchenko V.M., Krylov S.V., Kitan' S.A. // Tech. Phys. Lett.* 2007. Vol. 33, P. 486.
- [15] *Plyusnin N.I., Ilyashchenko V.M., Kitan' S.A., Krylov S.V. // J. Surf. Invest.: X-ray, Synchrotron Neutron Tech.* 2009. Vol. 3, P. 734.
- [16] *Plyusnin N.I., Ilyashchenko V.M., Kitan' S.A., Tarima N.A. // J. Surf. Invest.: X-ray, Synchrotron Neutron Tech.* 2011. Vol. 5, P. 734.
- [17] Пат. РФ N 2486279 / Н.И. Плюснин. Способ формирования ультратонкой пленки. 2013. Бюл. № 18.
- [18] *Tu W.-T., Wang Ch.-H., Huang Y.-Y., Lin W.-Ch. // J. Appl. Phys.* 2011. Vol. 109, P. 023908.
- [19] *Plyusnin N.I., Ilyashchenko V.M., Kitan' S.A., Pavlov V.V., Usachev P.A. // Proc. of International Sympos. „Spin Waves 2013“ St. Petersburg, Russia, 2013. P. 141.*