

Формирование силицидов в двухслойных сверхтонких пленках железа и кобальта на кремнии

© М.В. Гомоюнова,¹ Г.С. Гребенюк,¹ И.И. Пронин^{1,2}

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
195251 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: Igor.Pronin@mail.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 5 февраля 2014 г.)

Исследованы процессы, протекающие в сверхтонких (до 1 nm) слоях Fe и Co при их нанесении на поверхность Si(100)2 × 1 в разной последовательности, а также при отжиге сформированных структур до температуры ~ 400°C. Анализ элементного и химического составов пленок проводился *in situ* методом фотоэлектронной спектроскопии высокого энергетического разрешения с использованием синхротронного излучения, а их магнитные свойства исследовались с помощью эффекта магнитного линейного дихроизма в угловом распределении Co 3*p*- и Fe 3*p*-электронов. Показано, что в случае первоначального напыления железа формируется структура, состоящая из слоев FeSi, Fe₃Si, твердого раствора Co–Si и металлического кобальта с сегрегированным кремнием. В альтернативном случае образуется структура, включающая в себя слои CoSi, твердого раствора Co–Si, Co, раствора Fe–Si и пленки Fe, частично покрытой кремнием. Все указанные слои (кроме FeSi и CoSi) образуют единые магнитные системы, характеризующиеся ферромагнитным упорядочением. Отжиг образцов при температурах выше 130°C (для системы Co/Fe/Si) и ~ 200°C (для Fe/Co/Si) приводит к формированию немагнитных бинарных и тройных силицидов (Fe_xCo_{1-x}Si и Fe_xCo_{2-x}Si).

Введение

Формирование сверхтонких пленок ферромагнитных сплавов на поверхности полупроводников имеет большое научное и практическое значение. Такие пленки могут проявлять необычные свойства, и их исследование важно для более глубокого понимания магнетизма низкоразмерных систем. С другой стороны, синтез ферромагнитных сплавов на поверхности кремния открывает возможность создания новых структур, перспективных для использования в спинтронике. В этой связи много внимания в последние годы уделяется сплавам Гейслера на основе кобальта и, в частности, соединению Co₂FeSi, которое является полуметаллическим ферромагнетиком и может быть использовано для инъекции спин-поляризованных электронов в полупроводники [1–3]. Еще одним перспективным материалом является ферромагнитный сплав Fe_xCo_{1-x}. Процессы формирования пленок этого сплава на поверхности кремния исследовались в работах [4,5]. Авторам работы [4] удалось синтезировать сверхтонкие эпитаксиальные пленки Fe_xCo_{1-x}, обладающие ОЦК-структурой, путем одновременного нанесения кобальта и железа на монокристалл Si(001), на поверхности которого был сформирован буферный слой FeSi₂. Возможность формирования высококачественных пленок Co_{1-x}Fe_x на поверхности Si(111) продемонстрирована также в работе [5]. В ней показано, что благодаря тому, что в диапазоне температур 60–300°C процессы силицидообразования оказались подавленными, синтез данного сплава может быть осуществлен методом низкотемпературной молекулярно-пучковой эпитаксии. При этом изменение стехиомет-

рии сплава позволяет варьировать его магнитные свойства. Однако диапазон толщин пленок, исследованных в настоящей работе, составлял 10–50 nm, и вопрос о возможности формирования сверхтонких слоев сплава железа с кобальтом на поверхности чистого кремния остается открытым. Для ответа на него необходимо детально исследовать твердофазные реакции, протекающие в сверхтонких слоях железа и кобальта на поверхности кремния в указанном выше диапазоне температур. С этой целью в настоящей работе мы впервые изучили особенности формирования двухслойных сверхтонких пленок Fe и Co на поверхности Si(100)2 × 1 при разной последовательности нанесения металлов и процессы, протекающие в этих пленках при повышенных температурах. Исследованы также магнитные свойства сформированных структур.

Техника эксперимента

Эксперименты проводились в условиях сверхвысокого вакуума ($5 \cdot 10^{-10}$ Torr). Исследуемые образцы изготавливались из пластин монокристаллического кремния КЭФ-1, поверхность которых имела отклонение от базовой плоскости (100), не превышавшее 0.2°. Очистка поверхности образцов проводилась стандартным способом, включавшим химическую обработку по методу Шираки и последующий их отжиг в сверхвысоком вакууме до температуры 1200°C. Такая процедура обеспечивала получение атомарно-чистой поверхности, характеризующейся четкой картиной дифракции медленных электронов типа Si(100)2 × 1. Пленки железа и кобальта наносились на поверхность образцов после их остывания до комнатной

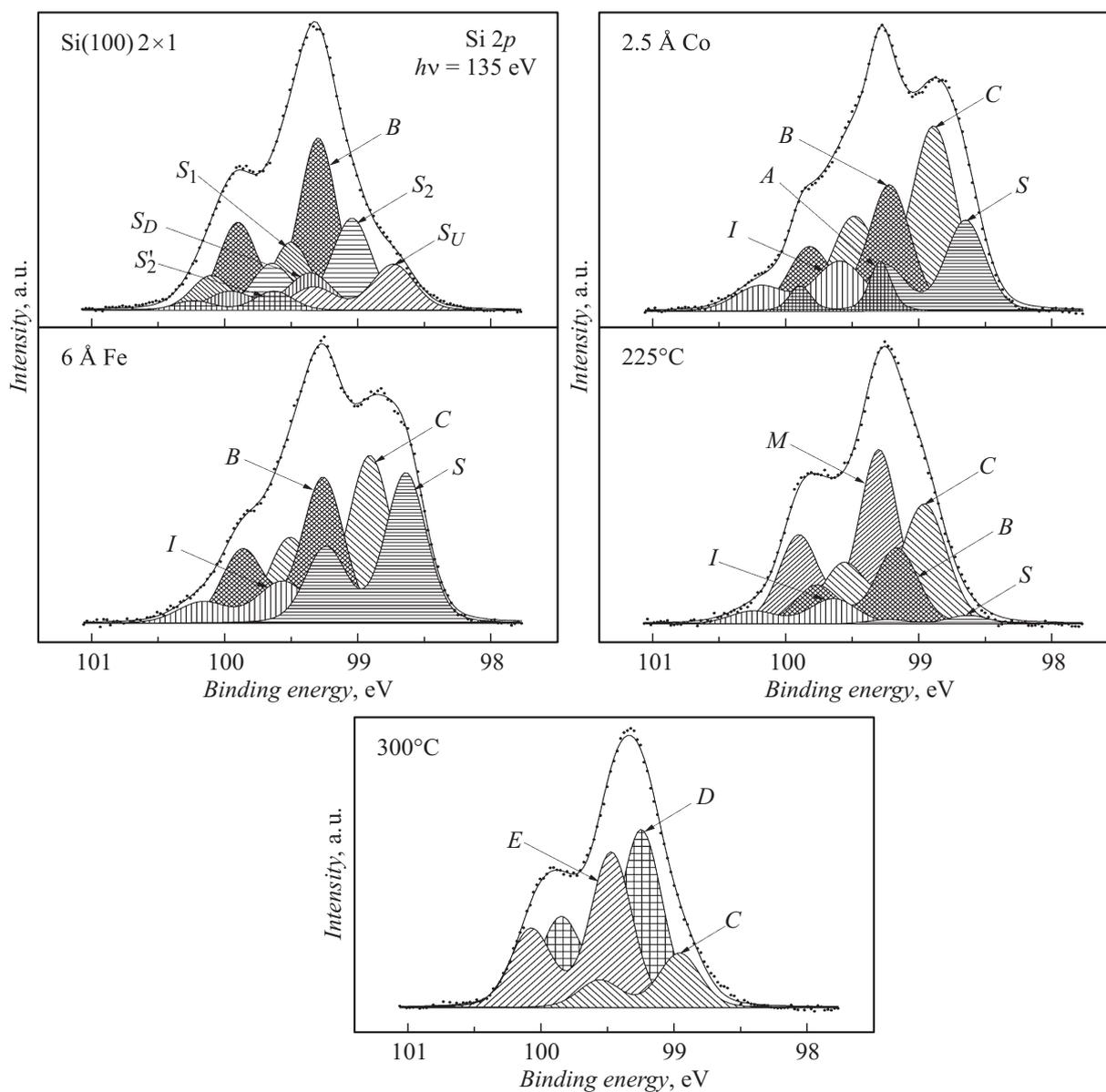


Рис. 1. Спектры $2p$ -электронов кремния, измеренные для чистой поверхности $\text{Si}(100)2 \times 1$, а также после нанесения на нее пленок Fe, Co и отжига образца при различных температурах. Разной штриховкой отмечены различные моды, дающие вклад в спектры.

температуры. Скорости напыления обоих металлов составляли $\sim 1 \text{ \AA}/\text{min}$, а эффективная толщина покрытий варьировала в диапазоне до 10 \AA .

Анализ элементного состава и электронного строения формируемых пленок проводился методом фотоэлектронной спектроскопии высокого энергетического разрешения с использованием синхротронного излучения. Эти эксперименты проводились в Российско-германской лаборатории на накопительном кольце HZB BESSY с помощью электронного спектрометра с 200-мм полусферическим анализатором, энергетическое разрешение которого (с учетом монохроматора) составляло 100 meV . Энергия фотонов, как правило, составляла 135 eV . Фазовый состав формируемых пленок определялся на ос-

нове анализа интенсивностей линий фотоэлектронов, обладающих высокой чувствительностью к химическому состоянию атомов поверхности ($\text{Si } 2p$, $\text{Co } 3p$ и $\text{Fe } 3p$).

Изучение магнитных свойств пленок проводилось *in situ* с помощью поверхностно-чувствительного метода магнитного линейного дихроизма (МЛД) в угловом распределении $\text{Fe } 3p$ - и $\text{Co } 3p$ -фотоэлектронов [6,7]. Эффект МЛД состоит в том, что при регистрации электронов в узком телесном угле вдоль нормали к поверхности образца энергетическое положение и форма этих линий оказываются зависящими от направления намагниченности образца в плоскости поверхности. Намагничивание исследуемых пленок проводилось с помощью пары катушек Гельмгольца, помещенных внутри вакуумной

камеры. Пропусканием через них импульсов тока создавалось магнитное поле напряженностью 10^3 Ое, необходимое для достижения насыщенной намагниченности. В каждом из опытов спектры Fe 3*p*- и Co 3*p*-электронов измерялись для двух противоположных ориентаций магнитного поля в режиме остаточной намагниченности при комнатной температуре.

Результаты и их обсуждение

Рассмотрим данные, полученные в эксперименте, когда на поверхность кремния сначала наносилось железо, а затем кобальт. Они иллюстрируются рис. 1, на котором представлены спектры Si 2*p*-электронов, измеренные для чистой поверхности Si(100)2 × 1, а также после напыления на нее 6 Å железа и 2.5 Å кобальта. Здесь же показаны результаты разложения данных спектров на составляющие, которое было выполнено с помощью стандартной процедуры, описанной, например, в [8]. Из рисунка видно, что исходный спектр чистого кремния складывается из объемной составляющей (*B*) и пяти поверхностных мод (*S*₁, *S*₂, *S*_D, *S*_U и *S*'₂), обусловленных реконструкцией поверхности Si(100)2 × 1. Этот вывод хорошо согласуется с результатами работ [9–11]. Спектр, снятый после напыления железа, также соответствует литературным данным [12,13]. Помимо объемной составляющей он демонстрирует новые компоненты, обусловленные образованием интерфейсного силицида FeSi (мода *I*, характеризуемая энергией связи 99.57 eV), силицида Fe₃Si (мода *C*, 98.92 eV) и сегрегированного на его поверхности кремния (мода *S*, 98.65 eV). Исходя из соотношений интенсивности этих мод по сравнению с линией чистого кремния, а также линией Fe 3*p*, мы оценили толщины сформировавшихся слоев силицидов в модели экспоненциального затухания сигнала с глубиной. Полученные результаты представлены в первом столбце табл. 1. Эффективная толщина контактирующего с кремнием слоя FeSi составляет ~ 2 Å, а образовавшаяся на нем пленка Fe₃Si имеет толщину 7 Å.

Последующее нанесение на поверхность образца 2.5 Å Co приводит к заметному уменьшению интенсивности моды *S*, к некоторому ослаблению моды *B* и усилению моды *C*. Кроме того, в спектре появляется

Таблица 1. Средние толщины слоев (в Å) различных соединений, образующихся в приповерхностной области образца при нанесении на него пленок Fe, Co и последующих отжигов

Compound	6 Å Fe	2.5 Å Co	225°C	260°C	300°C	410°C
Co	—	1.8	—	—	—	—
Co–Si	—	1	3.2	0.5	—	—
Fe ₃ Si	7	7	2	—	—	—
Fe _x Co _{2–x} Si	—	—	—	5	3	1.5
Fe _x Co _{1–x} Si	—	—	—	3	6	8
ε-FeSi	—	—	6.5	7	7	7
FeSi	2	2	2	—	—	—

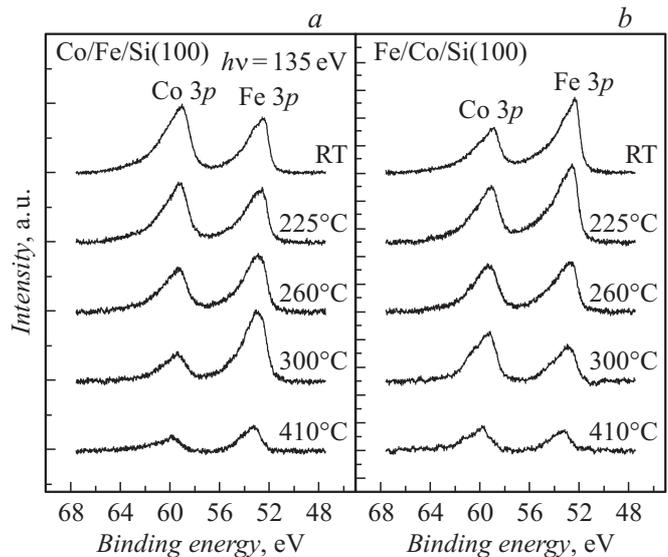


Рис. 2. Спектры Co 3*p*- и Fe 3*p*-электронов, измеренные после напыления металлов, а также после отжигов образцов в системах Co/Fe/Si (*a*) и Fe/Co/Si (*b*).

очень узкая (с полушириной 0.15 eV) мода *A*, типичная для атомов кремния, адсорбированных на поверхности металла [14–15]. Учитывая, что величина энергии связи моды Fe₃Si практически совпадает с ее значением для твердого раствора кремния в кобальте [15], можно полагать, что отмеченное усиление моды *C* обусловлено формированием на поверхности образца раствора Co–Si, который возникает при взаимодействии атомов кобальта с сегрегированным кремнием. Вывод об образовании раствора Co–Si подтверждается отмеченным выше ослаблением моды *S*. В то же время появление в спектре составляющей *A* свидетельствует о том, что на поверхности образца формируется пленка металлического кобальта. Толщина этой пленки, определенная на основе анализа интенсивностей всех компонент измеренных спектров, составляет 1.9 Å. Используемые при этом анализе спектры Fe 3*p* и Co 3*p* приведены на рис. 2, *a*. Таким образом, последовательное нанесение на поверхность кремния железа и кобальта приводит к формированию сложной структуры, состоящей из сверхтонких слоев FeSi, Fe₃Si, твердого раствора Co–Si и металлического кобальта, толщины которых указаны во втором столбце табл. 1. Кроме того, на поверхности образца имеются островки сегрегированного кремния и адатомы Si.

Сходная многослойная структура образуется на поверхности кремния и при изменении последовательности нанесения слоев железа и кобальта. В качестве иллюстрации на рис. 3 представлены спектры Si 2*p*, а на рис. 2, *b* — спектры Co 3*p*- и Fe 3*p*-электронов, измеренные после напыления 9 Å кобальта и 2 Å железа на поверхность Si(100)2 × 1, находящуюся при комнатной температуре. Сравнение данных рис. 1 и 3 показывает, что форма линии Si 2*p*-спектров в обоих случаях,

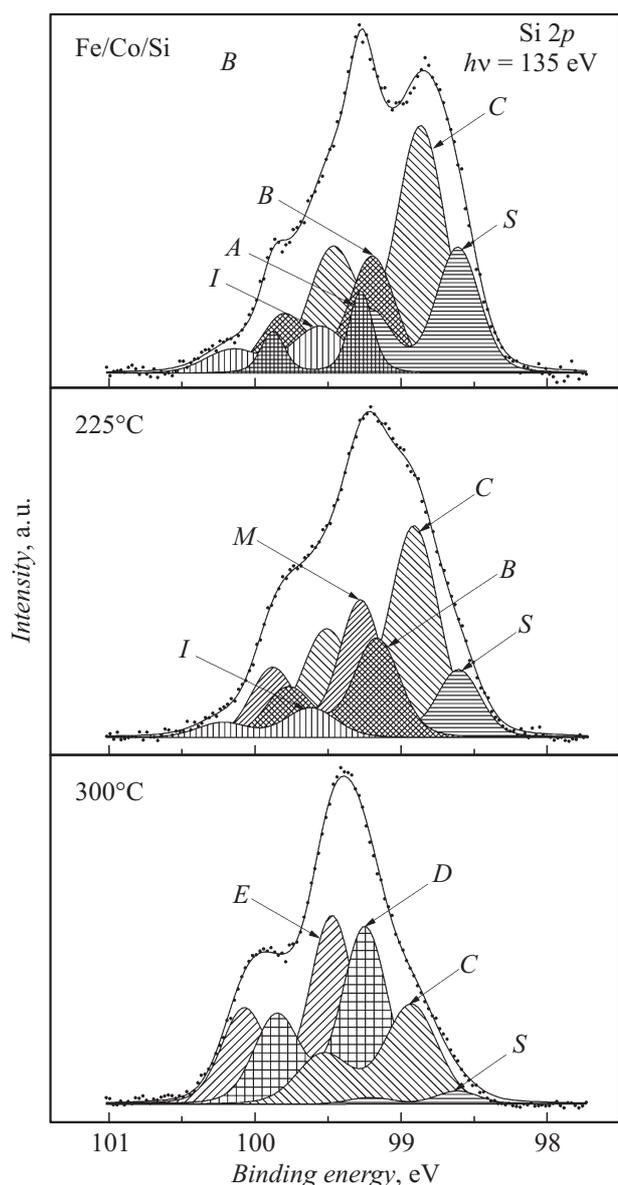


Рис. 3. Спектры Si 2*p*-электронов, измеренные после напыления Co и Fe на поверхность кремния и последующих отжигов, и результаты их разложения на составляющие.

действительно, сходна, и они состоят из одних и тех же компонент, однако интенсивности их различны. Различное строение структур Co/Fe/Si и Fe/Co/Si проявляется также в разном соотношении интенсивностей линий кобальта и железа (рис. 2). Анализ данных, полученных в ходе формирования системы Fe/Co/Si, показал, что при нанесении на поверхность кремния 9 Å Co на ней последовательно образуются интерфейсный силицид CoSi, твердый раствор Co–Si и пленка кобальта, частично покрытая сегрегированным кремнием. Толщины соответствующих слоев указаны в первом столбце табл. 2, и полученные результаты хорошо согласуются с данными работы [15]. Последующее напыление на образец 2 Å Fe приводит к формированию на поверхности кобальта

островков твердого раствора Fe–Si и тонкой пленки железа, частично покрытой сегрегированным кремнием и отдельными атомами Si. Эффективные толщины слоев структуры, образовавшейся после напыления железа, указаны во втором столбце табл. 2.

Сопоставление результатов двух проведенных экспериментов показывает, что в обоих случаях рост пленок начинается с формирования тонкого слоя (толщиной 2 Å) интерфейсного силицида напыляемого металла. Однако если при напылении железа на этом слое образуется пленка силицида Fe₃Si, то в случае первоначального напыления кобальта вместо силицида формируется твердый раствор Co–Si. Таким образом, изменяя последовательность нанесения слоев кобальта и железа, можно менять строение интерфейса металл–кремний и модифицировать свойства формируемой пленки.

Обратимся к магнитным свойствам рассматриваемых структур. В работах [12,15–19] было показано, что при нанесении железа и кобальта на поверхность кремния ферромагнитное упорядочение растущих пленок наступает не сразу, а носит пороговый характер. Пленки становятся способными намагничиваться вдоль поверхности образца лишь после напыления 6–7 Å металла. Это наглядно проявляется в возникновении эффекта МЛД, величина которого, оцениваемая амплитудой магнитной асимметрии [7], резко возрастает от нуля до ~14% для пленок железа [19] и до ~12% в случае пленок кобальта [15]. В настоящем эксперименте амплитуда магнитной асимметрии Fe 3*p*-спектра оказалась равной 7% после нанесения 6 Å Fe и увеличилась до 11% после допыления 2.5 Å кобальта. При этом, несмотря на то что толщина слоя кобальта существенно меньше порога ферромагнитного упорядочения пленки Co на кремнии, амплитуда (A) магнитной асимметрии Co 3*p* спектра оказалась равной 5%. Это свидетельствует о том, что образовавшиеся на поверхности кремния сверхтонкие слои Fe₃Si, Co–Si и Co образуют единую магнитную систему.

Сходные результаты были получены и во втором эксперименте, в котором слои железа и кобальта наносились на кремний в другой последовательности. В этом случае величина A, равная 8% после нане-

Таблица 2. Средние толщины слоев (в Å) различных соединений, образующихся в приповерхностной области образца при нанесении на него пленок Co, Fe и последующих отжигов

Compound	9 Å Co	2 Å Fe	225°C	260°C	300°C	410°C
Fe	–	1.7	1	–	–	–
ε-Fe–Si	–	0.5	–	–	–	–
FeSi	–	–	1.5	–	–	–
Co	3.2	3.2	3.2	–	–	–
Fe _x Co _{2–x} Si	–	–	–	5	2	1
Fe _x Co _{1–x} Si	–	–	–	1.5	5	6.5
Co–Si, Co ₃ Si	7	7	7	9	–	–
Co ₂ Si	–	–	–	–	10	10
CoSi	2	2	2	–	–	–

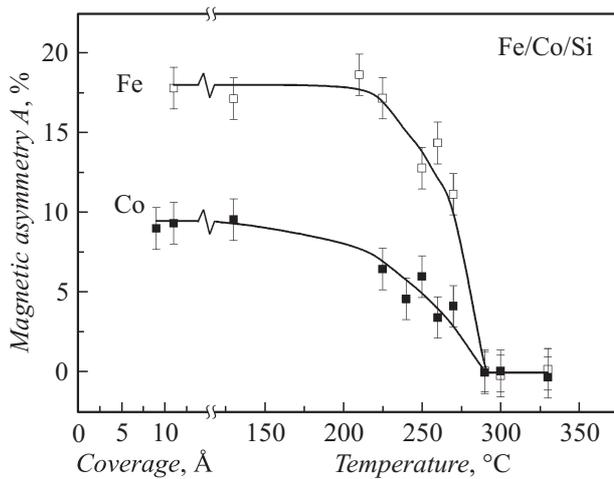


Рис. 4. Зависимости амплитуды магнитной асимметрии A от величины покрытия и температуры отжига образца в системе Fe/Co/Si.

сения 9 \AA Co, почти не изменилась после допыления 1.7 \AA Fe (рис. 4). В то же время амплитуда магнитной асимметрии Fe $3p$ -спектра сразу достигла значения 16%, что наглядно демонстрирует ферромагнитный характер связи сверхтонких слоев Co–Si, Co, Fe–Si и Fe в системе Fe/Co/Si.

Рассмотрим теперь твердофазные реакции, протекающие в приповерхностной области исследуемых образцов при повышенных температурах. Данные, иллюстрирующие тенденции изменения спектров системы Co/Fe/Si с ростом температуры пятиминутных отжигов образца, представлены на рис. 1 и 2, а. Видно, что если в интервале температур до 225°C спектры Co $3p$ - и Fe $3p$ -электронов претерпевают лишь незначительные изменения, то спектр Si $2p$ -электронов меняется кардинальным образом. Причем первые признаки этих изменений проявляются уже после отжига образца при температуре 130°C . Они заключаются в ослаблении мод B , C и S , а также в появлении новой моды M с энергией связи 99.33 eV , которая, согласно [19], характерна для моносилцида железа $\epsilon\text{-FeSi}$.

После отжига при температуре 225°C мода M уже становится доминирующей в спектре, что свидетельствует о формировании в области интерфейса достаточно толстой пленки моносилцида железа. Проведенные расчеты показали, что толщина этой пленки составляет 6.5 \AA (табл. 1). Следует также отметить, что после такого отжига исчезают компоненты A и S спектра, что указывает и на исчезновение пленки кобальта, находившейся на поверхности образца. Обращает на себя внимание то обстоятельство, что в рассматриваемом диапазоне температур процесс силицидообразования в данной системе протекает практически по тому же сценарию, что и в бинарной системе Fe/Si(100) [13]. Таким образом, он локализован в области реакционно-способной межфазовой границы Fe/Si, и присутствию

в системе кобальт влияния на него почти не оказывает.

Вторая стадия термостимулированных реакций в системе Co/Fe/Si начинается при температуре $\sim 250^\circ\text{C}$, которая является также пороговой для начала химического взаимодействия атомов Co и Si в бинарной системе Co/Si [20]. После отжига при такой температуре в спектре Si $2p$ -электронов наблюдается резкое ослабление мод M и C . В то же время возникают новые моды D (99.26 eV) и E (99.48 eV), которые становятся главными компонентами спектров в диапазоне температур выше 260°C . Учитывая, что величина энергии связи моды E занимает промежуточное положение между модами силицидов $\epsilon\text{-FeSi}$ (99.33 eV) и CoSi (99.58 eV) [21], эту компоненту следует приписать тройному моносилциду $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}\text{Si}$. Мода же D , характеризующая меньшим значением энергии связи, соответствует тройному силициду $\text{Fe}_x\text{Co}_{2-x}\text{Si}$ с большим содержанием металла. Формирование этих соединений начинается в области межфазной границы Co–Si/Fe₃Si, где атомы кобальта, диффундирующие в силицид железа, трансформируют его в тройной силицид $\text{Fe}_x\text{Co}_{2-x}\text{Si}$. С дальнейшим ростом температуры процесс обеднения приповерхностной области образца металлами продолжается, и соединение $\text{Fe}_x\text{Co}_{2-x}\text{Si}$ перестраивается в тройной моносилцид $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}\text{Si}$. Более детальные сведения об этом процессе приведены в табл. 1. Из нее видно, что в диапазоне температур $260\text{--}410^\circ\text{C}$ толщина первого из рассматриваемых слоев уменьшается с 5 до 1.5 \AA , а второго — наоборот, увеличивается от 3 до 8 \AA .

Результаты исследования термостимулированных реакций в системе Fe/Co/Si иллюстрируются данными, представленными на рис. 2, б и 3. Отжиг образца при температуре 130°C оказывает слабое влияние на спектры фотоэлектронов, что свидетельствует о более высокой стабильности данной структуры по сравнению с системой Co/Fe/Si. Однако повышение температуры до 225°C приводит к заметному ослаблению мод B , C и S , а также к появлению моды M силицида $\epsilon\text{-FeSi}$. Эти изменения во многом сходны с теми, что наблюдались для системы Co/Fe/Si, однако в данном случае формирование моносилцида железа протекает не в области интерфейса Fe/Si(100), а на межфазной границе Fe–Si/Co и при более высокой температуре. При этом строение области контакта пленки кобальта с кремниевой подложкой изменений практически не претерпевает (табл. 2).

Дальнейшая эволюция рассматриваемой структуры с повышением температуры отжига определяется термостимулированными реакциями, подобными наблюдавшимся в системе Co/Fe/Si на второй стадии процесса. После отжига при 260°C в спектрах Si $2p$ -электронов также появляются моды D и E тройных силицидов кобальта и железа, которые начинают формироваться в области межфазной границы $\epsilon\text{-FeSi}/\text{Co}$. Однако в данном случае основную роль, по-видимому, играет диффузия атомов Fe, а не Co, о чем свидетельствует существенное

ослабление линии Fe 3p по сравнению с линией кобальта. Кроме того, реакции силицидообразования начинают протекать и в области контакта кремния с твердым раствором Co–Si, где, вероятно, образуется силицид Co₃Si, мода Si 2p-спектра которого имеет энергию связи, близкую к моде C [21], что затрудняет идентификацию данного соединения. При более высокой температуре эти реакции приводят к трансформации Co–Si и Co₃Si в силицидную фазу Co₂Si. Результаты оценки толщин слоев различных силицидов, формирующихся в системе Fe/Co/Si после проведенных отжига, представлены в табл. 2. Видно, что, как и в рассмотренном выше случае, повышение температуры отжига приводит к обеднению приповерхностной области образца металлами. Основное же различие между системами Co/Fe/Si и Fe/Co/Si состоит в формировании под слоями тройных силицидов пленок бинарных соединений, обусловленных избыточным металлом — силицида ε-FeSi для первой структуры и силицида Co₂Si для второй.

Исследование влияния температуры отжига на магнитные свойства двухслойных пленок показало, что система Co/Fe/Si становится немагнитной уже при температуре 225°C. Это вызвано тем, что суммарная толщина слоев ферромагнитных фаз Co–Si и Fe₃Si (табл. 1) становится ниже критической. В случае же системы Fe/Co/Si падение амплитуды *A* магнитной асимметрии с ростом температуры *T* происходит более плавно, и полная утрата ферромагнитного упорядочения наблюдается после отжига при 280°C (рис. 4). Характер зависимостей *A(T)*, приведенных на этом графике, хорошо согласуется с данными табл. 2, что подтверждает правильность представленных в ней результатов.

Заключение

Результаты проведенного в настоящей работе исследования показали, что при нанесении на поверхность кремния сверхтонких пленок железа и кобальта в разной последовательности формируются сложные ферромагнитные структуры, имеющие различное строение. В системе Co/Fe/Si образуется структура, состоящая из слоев FeSi, Fe₃Si, твердого раствора Co–Si и металлического кобальта с сегрегированным кремнием. В альтернативном случае образуется структура, включающая в себя слои CoSi, твердого раствора Co–Si, Co, раствора Fe–Si и пленки Fe, частично покрытой кремнием.

Данные, полученные при отжиге сформированных структур, показали, что в сверхтонких слоях процессы силицидообразования активно протекают в области температур ниже 300°C. Это обстоятельство препятствует формированию на поверхности кремния ферромагнитных сплавов Co_{1-x}Fe_x. Вместо них образуются немагнитные бинарные и тройные силициды железа и кобальта.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 13-02-00398) и Российско-германской лаборатории в HZB BESSY.

Список литературы

- [1] Gloskovskii A., Barth J., Balke B., Fecher G.H., Felser C., Kronast F., Ovsyannikov R., Dürr H., Eberhard W., Schönhense G. // Phys. D: Appl. Phys. 2006. Vol. 40. N 6. P. 1570–1575.
- [2] Yamada S., Hamaya K., Yamamoto K., Murakami T., Mibu K., Miyao M. // Appl. Phys. Lett. 2010. Vol. 96. N 8. P. 082 511–3.
- [3] Гомоюнова М.В., Гребенюк Г.С., Пронин И.И. // ЖТФ. 2011. Т. 81. Вып. 11. С. 130–134.
- [4] Wetzel P., Bertoincini P., Berling D., Mehdaoui A., Loegel B., Bolmont D., Gewinner G., Ulhaq-Bouillet C., Pierron-Bohnes V. // Surf. Sci. 2002. Vol. 499. P. 210–218.
- [5] Maeda Y., Hamaya K., Yamada S., Ando Y., Yamane K., Miyao M. // Appl. Phys. Lett. 2010. Vol. 97. N 19. P. 192 501–3.
- [6] Roth Ch., Hillebrecht F.U., Rose H.B., Kisker E. // Phys. Rev. Lett. 1993. Vol. 70. N 22. P. 3479–3482.
- [7] Janke-Gilman N., Hochstasser M., Willis R.F. // Phys. Rev. B. 2004. Vol. 70. N 18. P. 184 439–12.
- [8] Гомоюнова М.В., Пронин И.И., Галль Н.Р., Молодцов С.Л., Вялых Д.В. // ФТТ. 2003. Т. 45. Вып. 8. С. 1519–1522.
- [9] Uhrberg R.I.G. // J. Phys. Condens. Matter. 2001. Vol. 13. P. 11 181–11 193.
- [10] Koh H., Kim J.W., Choi W.H., Yeom H.W. // Phys. Rev. B. 2003. Vol. 67. N 7. P. 073 306.
- [11] Гомоюнова М.В., Пронин И.И., Галль Н.Р., Молодцов С.Л., Вялых Д.В. // Письма в ЖТФ. 2003. Т. 29. Вып. 12. С. 25–32.
- [12] Klasges R., Carbone C., Eberhardt W., Pampuch C., Rader O., Kachel T., Gudat W. // Phys. Rev. B. 1997. Vol. 56. N 17. P. 10 801–10 804.
- [13] Pronin I.I., Gomoyunova M.V., Malygin D.E., Vyalikh D.V., Dedkov Yu.S., Molodtsov S.L. // Appl. Phys. A. 2009. Vol. 94. N 3. P. 467–471.
- [14] Sirotti F., DeSantis M., Jin X., Rossi G. // Phys. Rev. B. 1994. Vol. 49. N 16. P. 11 134–11 143.
- [15] Пронин И.И., Гомоюнова М.В., Соловьев С.М., Вилков О.Ю., Вялых Д.В. // ФТТ. 2011. Т. 53. Вып. 3. С. 573–578.
- [16] Berling D., Gewinner G., Hanf M.C., Hricovini K., Hong S., Loegel B., Mehdaoui A., Pirri C., Tuiler M.H., Wetzel P. // J. Magn. Magn. Mater. 1999. Vol. 191. N 3. P. 331–338.
- [17] Tsay J.S., Yang C.S., Liou Y., Yao Y.D. // J. Appl. Phys. 1999. Vol. 85. N 8. P. 4967–4969.
- [18] Chang H.W., Tsay J.S., Hung Y.C., Yuan F.T., Chan W.Y., Su W.B., Chang C.S., Yao Y.D. // J. Appl. Phys. 2007. Vol. 101. N 9. P. 09D124–3.
- [19] Pronin I.I., Gomoyunova M.V., Malygin D.E., Vyalikh D.V., Dedkov Yu.S., Molodtsov S.L. // Appl. Phys. 2008. Vol. 104. N 10. P. 104 914–10.
- [20] Gomoyunova M.V., Pronin I.I., Gall N.R., Molodtsov S.L., Vyalikh D.V. // Surf. Sci. 2005. Vol. 578. N 1–3. P. 174–182.
- [21] Гомоюнова М.В., Гребенюк Г.С., Пронин И.И. // Письма в ЖТФ. 2011. Т. 37. Вып. 23. С. 76–81.