

Влияние дефектов тонкого слоя оксида кремния на процессы силицидообразования в системе Fe/SiO₂/Si(001)

© В.В. Балашев^{*,**}, В.В. Коробцов^{*,**}, Т.А. Писаренко^{*,**}, Е.А. Чусовитин^{*}

^{*} Институт автоматики и процессов управления Дальневосточного отделения Российской академии наук, Владивосток, Россия

^{**} Институт физики и информационных технологий Дальневосточного государственного университета, Владивосток, Россия

E-mail: balashev@mail.dvo.ru

(Поступила в Редакцию 16 апреля 2008 г.)

Рассмотрена кинетика структуры и фазового состава системы Fe/SiO₂/Si(001) при различных условиях осаждения слоя Fe и последующего отжига. Установлено, что тонкий слой (~ 1 nm) SiO₂ не разрушается в процессе осаждения Fe в широком диапазоне температур от 20 до 650°C, в результате чего пленки Fe различной морфологии формируются на поверхности оксида. При отжиге происходит разрушение слоя SiO₂ в дефектных местах, что приводит к взаимодействию атомов Fe с подложкой Si с последующим образованием силицидов железа.

Работа выполнена при поддержке гранта Дальневосточного отделения Российской академии наук (№ 06-III-B-02-046) и проекта Научная школа (НШ-993.2008.2).

PACS: 61.05.jh, 64.70.kg, 68.35.Fx, 68.37.Ps, 68.55.-a

1. Введение

Взаимодействие металлов с тонким слоем оксида кремния представляет особый интерес для формирования каталитических наноструктур с целью выращивания на них углеродных нанотрубок [1–9]. Основной проблемой для роста углеродных нанотрубок является силицидообразование, в результате которого формируются некаталитические наночастицы силицидов железа. Как правило, для предотвращения силицидообразования между подложкой кремния и каталитической пленкой используется буферный слой SiO₂. Тем не менее в работах [1–3,10] методами электронной спектроскопии было показано, что при высокотемпературной технологии роста углеродных нанотрубок наблюдается формирование силицидов через буферный слой SiO₂. Авторы [1,10] утверждают, что диффузия железа через слой оксида кремния является наиболее вероятной причиной образования силицидов. Исследования эффективности пассивирующих свойств ультратонкого слоя оксида нацелены на определение влияния толщины слоев оксида [3,4], а также исследование характеристик структуры и электрических свойств слоев SiO₂ в зависимости от технологии их получения [3,11].

Влияние различных способов осаждения железа и его количества на реакции на границе раздела Fe/SiO₂ рассматривается в работе [1], в которой анализируются процессы силицидообразования и возможность окислительно-восстановительных реакций. В [6–8] отмечается зависимость морфологии углеродных нанотрубок от количества осажденного Fe. Кинетика фотоэмиссионных спектров и электронных Оже-спектров, которые идентифицируют изменение типа связей Fe при отжиге систем Fe/SiO₂/Si, представлена в [2,10]. Авторы [10], показали, что два типа силицида железа формируются

при термической обработке осажденных пленок Fe в зависимости от температуры отжига. Моносилициды железа формируются при 450°C и дисилициды при 580°C соответственно.

С другой стороны, как показано в работах [12,13], возможно прямое взаимодействие металла с кремниевой подложкой через микропоры, исключая диффузию металла через слой оксида. В [13] установлено, что плотность островков силицида связана с плотностью дефектов слоя оксида. Исследования роста металла на сверхтонких слоях оксида показывали, что в присутствии межфазного слоя оксида реакция металл–кремний происходит посредством взаимодиффузии через дефекты слоя оксида со скоростью, зависящей от плотности дефектов оксида и их диаметра [14,15].

Однако, несмотря на многочисленные исследования, проблема влияния буферного слоя SiO₂ на взаимодействие Fe с Si и структуру сформированных силицидов все еще остается открытой. Целью настоящей работы было уточнить механизм образования силицидов, используя наблюдения дифракции быстрых электронов на отражение в реальном режиме отжига, и определить тип растущих силицидов.

2. Эксперимент

Эксперименты проводились на сверхвысоковакуумной установке „Катунь“, оснащенной системой дифракции быстрых электронов (ДБЭ). Базовое давление не превышало 10⁻¹⁰ Торр, а рабочее — 5 · 10⁻⁹ Торр. В качестве подложек использовались пластины кремния (0.5 × 10 × 20 mm) *p*-типа с ориентацией (001). Образцы были очищены по методике Ширази [16]. Тонкие слои диоксида кремния (~ 1.0 nm) приготовлены на поверхности подложек кипячением в растворе

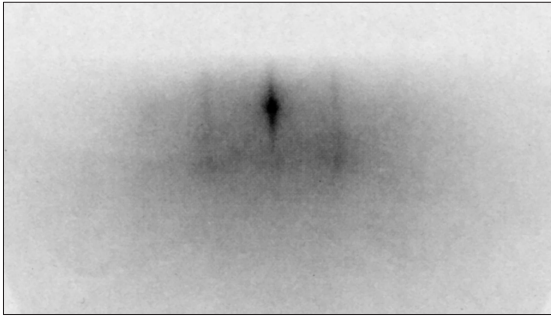


Рис. 1. Картина ДБЭ исходной поверхности $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$.

$\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O} = 1:1:4$ в течение 10 min на заключительной стадии очистки. После загрузки в вакуумную камеру образец отжигался при 500°C в течение 1 h. Для испарения железа использовалась ячейка Кнудсена с тиглем из оксида алюминия (Al_2O_3). Скорость осаждения железа определялась в предварительном эксперименте на подложке $\text{Si}(111)$ путем регистрации фазового перехода от (7×7) - к (2×2) -структуре методом ДБЭ. Согласно работе [17], картина ДБЭ, характерная для чистой поверхности $\text{Si}(111)(7\times 7)$, полностью сменяется

картиной ДБЭ от (2×2) -структуры при осаждении одного монослоя железа при температуре 500°C . Скорость осаждения составляла 0.3 nm/min . Толщина слоя Fe для всех образцов была одинаковой и составляла 3 nm. Мониторинг фазовых превращений в процессе напыления и отжига осуществлялся путем анализа картины ДБЭ для направления $[1\bar{1}0]$ кремния. Идентификация типов полученных структур проводилась сравнением наблюдаемых картин ДБЭ с теоретическими, рассчитанными нами как для железа, так и для всех известных структур силицида железа. Атомно-силовая микроскопия (АСМ) использовалась для анализа морфологии поверхности после извлечения образцов из вакуумной камеры.

3. Результаты и обсуждение

В настоящей работе ДБЭ-наблюдения эволюции системы $\text{Fe}/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ были выполнены в процессе осаждения Fe при комнатной температуре и 470°C , а также при последующем нагреве со скоростью 15°C/min и после изотермического отжига в течение 30 min.

На рис. 1 представлена картина ДБЭ от исходной поверхности $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$, которая характеризуется высоким уровнем фона от аморфной структуры слоя SiO_2

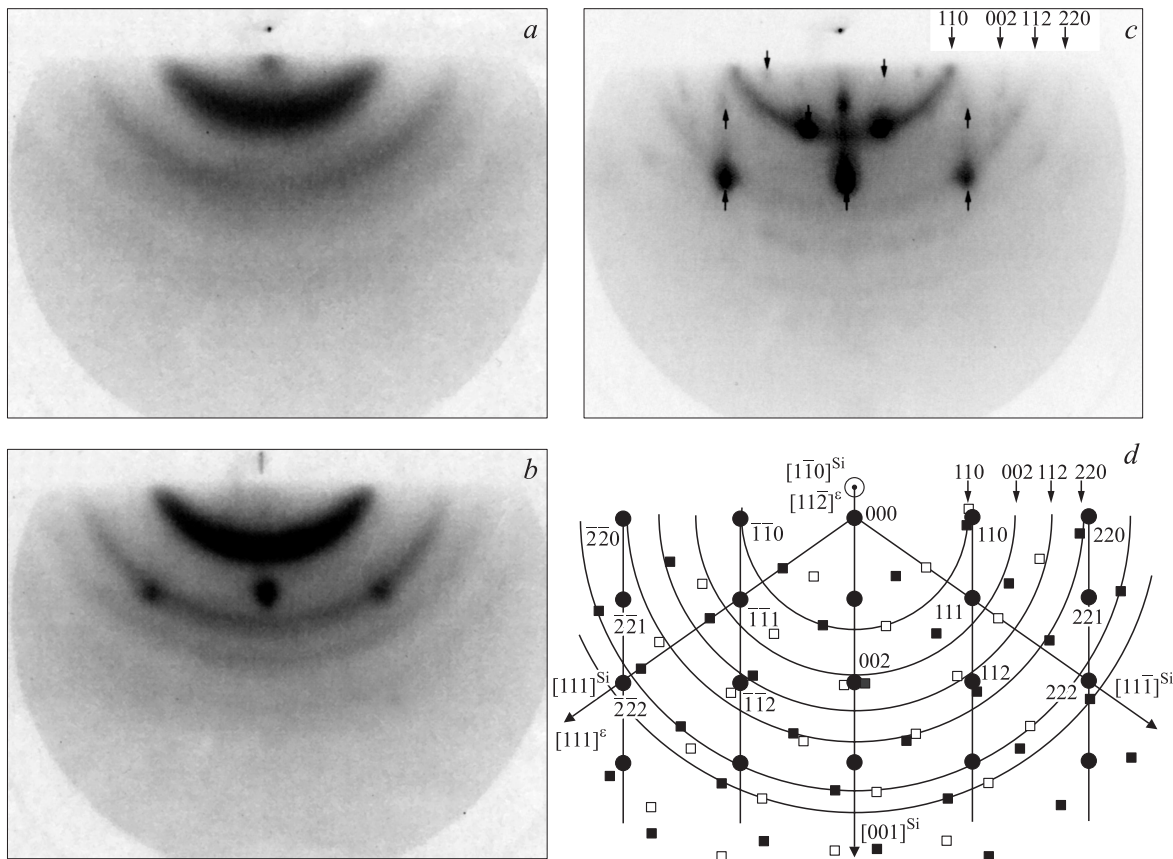


Рис. 2. Картина ДБЭ системы $\text{Fe}/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ после осаждения Fe при комнатной температуре (a), нагрева до 300°C (b), отжига при 470°C в течение 30 min (c). d — расчетная картина ДБЭ для поликристаллической фазы железа и монокристаллических фаз моносилицидов железа.

и слабыми рефлексами (штрихами) от (1×1) -структуры для нереконструированной поверхности Si(001).

После осаждения Fe при комнатной температуре на картине ДБЭ появляются кольца, характерные для поликристаллической пленки (рис. 2, *a*). Согласно теоретической картине ДБЭ (рис. 2, *d*), наблюдаемые кольца могут быть отнесены к поликристаллической пленке Fe и соответствуют отражениям (110), (112) и (220) объемно центрированной кубической (ОЦК) решетки Fe.

На рис. 2 можно видеть, что при последующем отжиге кольцевая картина ДБЭ сохраняется на всех стадиях отжига пленки Fe. После нагрева пленки Fe/SiO₂/Si(001) до 300°C на картине ДБЭ появляются дифракционные пятна, а резкость колец увеличивается (рис. 2, *b*). Наблюдаемые пятна указывают на образование эпитаксиально ориентированных островов силицида Fe. Этот факт демонстрирует, что силицидообразование происходит не по всей поверхности, а в отдельных областях. Следовательно, в целом слой SiO₂, покрытый поликристаллической пленкой Fe, сохраняется. Положение ярких дифракционных пятен (рис. 2, *b*) соответствует фазе моносилцида железа FeSi с ОЦК-решеткой типа CsCl, тогда как слабые по интенсивности пятна, расположенные на (110)-дифракционном кольце от Fe, соответствуют моносилциду железа ϵ -FeSi с кубической решеткой (типа B20).

С ростом температуры до 470°C интенсивность пятен и резкость колец возрастают, что может быть связано с увеличением площади, занятой фазой силицида, и процессом коалесценции в поликристаллической пленке Fe соответственно. Следует заметить, что структура пленки стабильна в течение 30 min отжига (рис. 2, *c*) и остается неизменной при последующем охлаждении.

Образование эпитаксиально ориентированных островков силицида возможно только на свободной от оксида кремния поверхности Si(001). Следовательно, для силицидообразования необходима диффузия Fe к границе раздела SiO₂/Si(001). Это может быть реализовано двумя процессами: или диффузией атомов Fe через слой SiO₂ [1,10] или взаимодействием атомов Fe с подложкой Si(001) в дефектных местах слоя SiO₂ [12–15].

Типы силицида, установленные в наших экспериментах, согласуются с результатами [10]. Авторы [10] утверждают, что силицидообразование происходит за счет диффузии железа через слой оксида, в результате чего непрерывный слой силицида формируется под слоем SiO₂. Длина диффузии железа через пленку SiO₂ была оценена из выражения $\lambda \sim \sqrt{Dt}$, где t — время диффузии, а D — коэффициент диффузии, который определяется выражением $D = 2.2 \cdot 10^{-2} \exp(-3.05/kT)$ [18]. Мы рассчитали диффузионную длину железа в слое оксида кремния для наших экспериментальных условий. Так, за 10 min осаждения при комнатной температуре длина диффузии составляет $\lambda \sim 8.3 \cdot 10^{-19}$ nm, а за следующие 30 min отжига при 470°C — $\sim 3.5 \cdot 10^{-3}$ nm. При осаждении Fe при температуре 470°C она составляет $\lambda \sim 2.0 \cdot 10^{-3}$ nm. В обоих случаях диффузионная

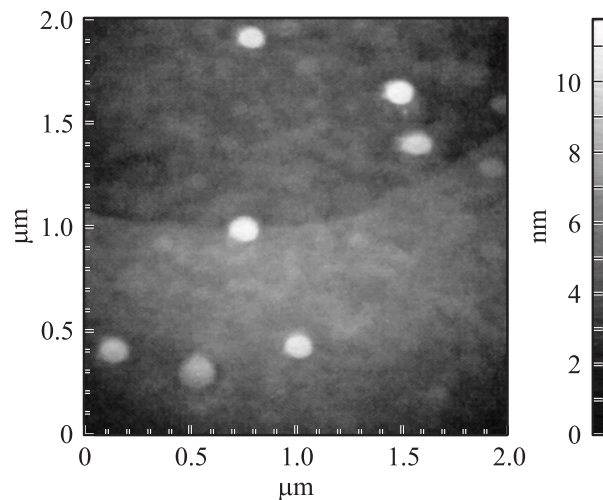


Рис. 3. АСМ-изображение структуры поверхности системы Fe/SiO₂/Si(001), приготовленной при комнатной температуре и отожженной при 470°C в течение 30 min. Справа приведена шкала высот соответствующего цветового градиента.

длина на два порядка ниже толщины слоя оксида кремния. Теоретически, чтобы достичь межфазной границы SiO₂/Si(001), необходимо понизить энергию активизации атомов железа на 0.80 eV при 470°C и на 0.28 eV при 650°C. Согласно полученным оценкам, данный механизм силицидообразования может быть исключен, поскольку длина диффузии слишком мала по сравнению с толщиной слоя оксида. Таким образом, мы считаем, что зарождение силицида происходит в дефектных местах пленки оксида кремния, что наилучшим образом соответствует островковому росту.

Хорошо известно, что химически выращенные ультратонкие слои SiO₂ являются сплошными. Однако присутствие поликристаллической пленки Fe инициирует разрыв связей в местах структурных несовершенств слоя SiO₂, которые служат зародышами пор. После формирования микродефектов железо диффундирует в кремниевую подложку, где начинает формироваться силицид. С другой стороны, атомы кремния диффундируют на поверхность через слой SiO₂ до тех пор, пока кремний не прореагирует с атомами железа в пределах латерального размера зерна железа. Это определяет размер островка силицида, который существенно превышает область зарождения (размер пор в SiO₂ составляет 50–100 nm [19]).

Эти рассуждения подтверждаются АСМ-изображением морфологии поверхности пленки Fe/SiO₂/Si(001), осажденной при комнатной температуре и отожженной при 470°C (рис. 3). Плотность островков равняется $\sim 10^8$ cm⁻². Островки имеют дискообразную форму, а их средний диаметр и высота составляют около 150 и 10 nm соответственно. Согласно проведенным ранее исследованиям [20], плотность дефектов химически выращенной пленки SiO₂ на границе раздела SiO₂/Si(001) составляет $\sim 10^9$ cm⁻². Таким образом, соизмеримые

величины плотности островков и плотности дефектов слоя SiO_2 , а также размеры островков позволяют нам сделать вывод, что силицидообразование происходит на дефектных местах слоя оксида в результате взаимодиффузии атомов Fe и Si.

Подобный механизм роста был представлен в работе [21], в которой исследовался рост островков кремния на поверхности $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$. При температурах ниже 450°C кремниевые островки растут неэпитаксиально на поверхности SiO_2 . При температурах роста между 460 и 570°C происходит образование эпитаксиальных островков Si, что отражает конкуренцию между двумя типами реакции на поверхности. Первая реакция происходит между адатомами Si и пленкой SiO_2 на начальной стадии осаждения Si, когда области чистой поверхности $\text{Si}(001)$ появляются в результате реакции $\text{SiO}_2(\text{пленка}) + \text{Si}(\text{адатом}) \rightarrow 2\text{SiO}(\text{газ})$ и последующей десорбции молекул SiO с поверхности. После появления центров зарождения островков согласно первой реакции преобладает вторая реакция: присоединения адатомов Si к растущим островкам. Экспериментальные данные указывают на то, что размер участка чистой поверхности кремния для роста островка меньше площади островка при температурах роста менее 600°C [21]. Это значит, что скорость разложения оксида кремния значительно ниже скорости присоединения адатомов к зародившемуся островку. В результате такого соотношения скоростей поверхностных реакций разложение оксида кремния происходит до зарождения островков, тогда как после их зарождения они становятся центрами присоединения адатомов. Это приводит к радиальному росту островка поверх окружающего его участка оксида кремния. Поскольку кремний и железо имеют близкие значения электроотрицательности (1.9 и 1.83), адатомы Fe ведут себя аналогичным образом. Островки FeSi растут на $\text{Si}(001)$ плоскостью соответствия (001), параллельной поверхности подложки с азимутальной ориентацией $\text{FeSi}[1\bar{1}0] \parallel \text{Si}[1\bar{1}0]$. Пятна, обозначенные стрелками вверх (рис. 2, *c*), соответствуют отражениям $(\bar{1}\bar{1}1)$, $(\bar{1}\bar{1}2)$, (002), (112) и (111) для FeSi, которые представлены в виде темных кружков на расчетной картине ДБЭ (рис. 2, *d*).

Кроме того, на экспериментальной картине ДБЭ присутствуют рефлексы, обозначенные стрелками вниз (рис. 2, *c*), которые соответствуют дифракции на просвет от трехмерных островков фазы $\varepsilon\text{-FeSi}$. Определено, что плоскость (111) для кристаллической решетки этих островков ориентирована параллельно плоскости (111) для решетки кремния, при этом направление $[112]^e$ параллельно $[1\bar{1}0]^{\text{Si}}$. Пятна, обозначенные стрелками вниз (рис. 2, *c*), соответствуют отражениям $(111)^e$, $(201)^e$ и $(1\bar{1}0)^e$, которые представлены как темные квадраты на расчетной картине ДБЭ (рис. 2, *d*). Симметричное расположение рефлексов на экспериментальной картине ДБЭ (рис. 2, *c*) относительно нормали к линии затенения объясняется ростом островков $\varepsilon\text{-FeSi}$ как относительно плоскости кремния (111), так и плоскости (111). Отражения для островков, ориентированных относительно

плоскости (111), обозначены светлыми квадратами на расчетной картине ДБЭ (рис. 2, *d*). Обнаруженная кристаллографическая ориентация фазы $\varepsilon\text{-FeSi}$ относительно решетки кремния также характерна для сплошной пленки $\varepsilon\text{-FeSi}$, выращенной в результате твердофазной эпитаксии на поверхности $\text{Si}(111)$ [22].

Используя метод ДБЭ, мы не обнаружили никаких структурных данных о формировании оксидов железа на поверхности $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$. Это подтверждает предположение, высказанное в [1], что осаждение нейтрального (атомарного) Fe практически исключает вероятность окислительно-восстановительной реакции на поверхности $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$.

Таким образом, можно сделать вывод, что при температурах до 300°C оксидный слой действует как барьер для силицидообразования, и формирование силицида железа происходит только в дефектных местах (порах) слоя SiO_2 , а не связано с диффузией железа через SiO_2 , как отмечалось в [10].

Однако эти дефекты не способствуют образованию силицидов в процессе осаждения железа на поверхность $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ при температуре 470°C , как следует из картины ДБЭ на рис. 4, *a*. Детальный анализ интенсивностей рефлексов ДБЭ-картин позволяет сделать вывод, что после высокотемпературного осаждения Fe штрихи от (1×1) -структуры становятся более диффузными (рис. 4, *a*), чем для нереконструированной поверхности $\text{Si}(001)$, покрытой тонким слоем двуокиси кремния (рис. 1). Возможны две причины отсутствия колец на картине ДБЭ при высокотемпературном осаждении Fe. Во-первых, может происходить агломерация железа в наноструктуры вследствие возрастающей подвижности атомов железа, и, во-вторых, Fe способен взаимодействовать со слоем оксида кремния, формируя аморфный слой оксида железа. Поведение металлов, осажденных на поверхность SiO_2/Si , изучалось в работах [23,24]. Используя метод обратного резерфордского рассеяния и сканирующую электронную микроскопию, авторы [23] исследовали тонкие пленки металлов толщиной около $0.2 \mu\text{m}$, осажденных на окисленную поверхность кремния при комнатной температуре, а затем отожженных в вакууме при 800°C . Они установили корреляцию между термодинамическим потенциалом взаимодействия металлов с окисью и их электроотрицательностью. В результате было предложено эмпирическое правило, которое позволяет разделить металлы на две группы по их способности взаимодействовать со слоем SiO_2 . Металлы с электроотрицательностью менее чем 1.5 формируют слой оксида металла и силицида металла. Напротив, металлы с электроотрицательностью более чем 1.5 не реагируют с оксидом кремния и собираются в капли диаметром около $1 \mu\text{m}$ на поверхности SiO_2 . Железо имеет электроотрицательность 1.64 [23]; следовательно, оно принадлежит к группе металлов, не взаимодействующих с SiO_2 . Конденсация различных металлов с высокой электроотрицательностью (1.9–2.5) на подложке SiO_2 была изучена авторами [24] в диа-

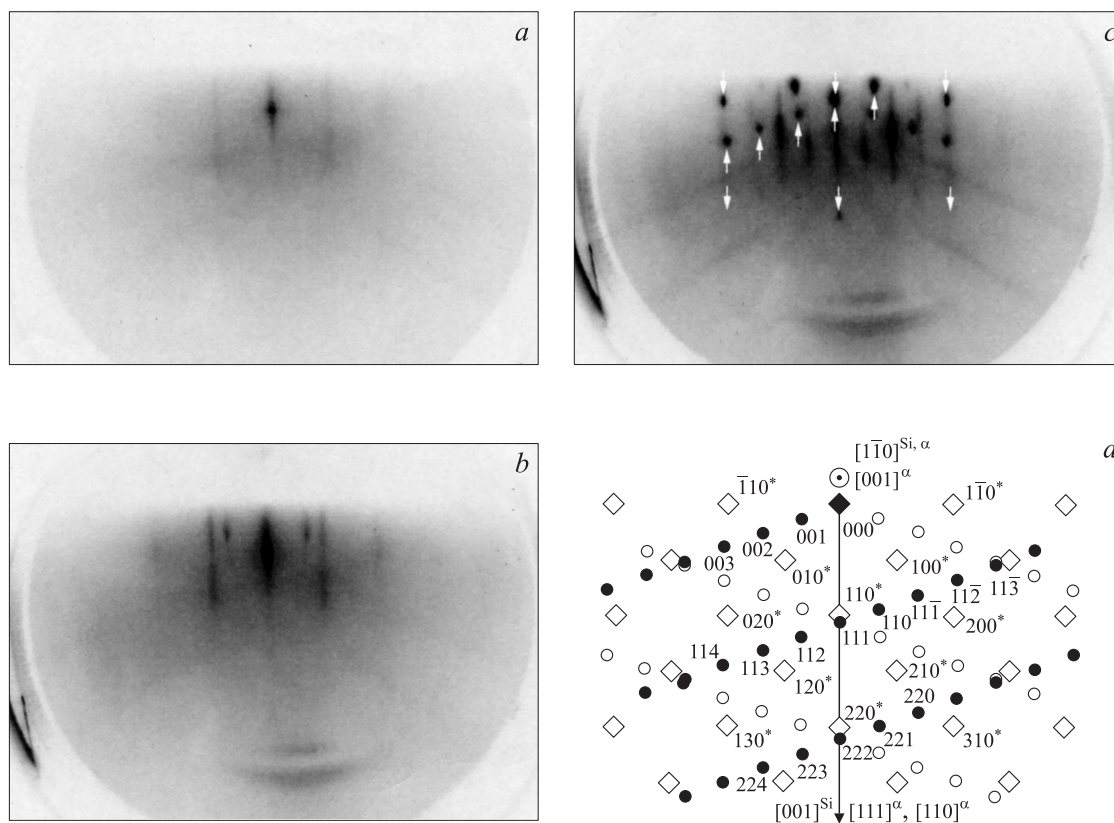


Рис. 4. Картина ДБЭ системы Fe/SiO₂/Si(001) после осаждения Fe при 470°C (*a*), нагрева до 650°C (*b*), отжига при 710°C в течение 30 min (*c*). *d* — расчетная картина ДБЭ для различных ориентаций фазы α -FeSi₂ дисилицида железа.

пазоне монослойных покрытий (0.2 nm) при температуре 450°C. Они обнаружили, что все металлы конденсируются как ультрадисперсные частицы, плотность которых составляет 10^{12} cm^{-2} . Принимая во внимание эти данные, мы полагаем, что причиной отсутствия изменений на картине ДБЭ при высокотемпературном осаждении Fe может являться конденсация Fe в форме нанокристаллитов. Однако размеры нанокристаллитов, расположенных в дефектных местах слоя SiO₂, недостаточны для создания поверхностного напряжения, способного разрушить связи в слое SiO₂ и, следовательно, инициировать зарождение силицидов. В связи с этим представляет интерес поведение системы Fe/SiO₂/Si(001) при высокотемпературном отжиге.

При повышении температуры до 650°C, картина ДБЭ меняется: теперь она представляет собой суперпозицию пятен и штрихов (рис. 4, *b*). Отражения 1×1 Si(001)-поверхности становятся более яркими, и появляются слабые пятна от эпитаксиально ориентированных трехмерных островков. Эти результаты демонстрируют, что разрушение слоя оксида происходит в дефектных областях, которые служат в качестве мест зарождения силицидов, как и в предшествующем случае. Однако при таких высоких температурах моносилциды уже не образуются. Пятна на картине ДБЭ (рис. 4, *b*) идентифицированы, согласно рис. 4, *d*, как α -фаза дисилицида (α -FeSi₂), имеющая тетрагональную структуру.

После отжига при 710°C в течение 30 min картина ДБЭ показала усиление яркости рефлексов. На рис. 4, *c* можно видеть яркие пятна от трехмерных эпитаксиальных островков и (2×1) -штрихи, характерные для чистой поверхности кремния. Это свидетельствует о полном разрушении слоя оксида. Формирование силицидов через микродефекты в слое оксида в процессе отжига рассматривалось в ряде работ [13,25], в которых было показано, что микродефекты являются источниками формирования пустот в слое оксида, особенно в местах напряжения пленки. Разложение SiO₂ через дефекты помогает металлу диффундировать к межфазной границе. В нашем случае дефектные области в слое оксида при высокотемпературном отжиге нанокристаллической пленки железа служат как области десорбции, в результате которой появляются области очищенной поверхности Si(001), где происходит зародышеобразование дисилицидов железа.

Сопоставление экспериментальной картины дифракции с расчетными картинками для разных силицидов показало, что появление дифракционных пятен наилучшим образом связывается с образованием дисилицида железа α -FeSi₂, ориентированного плоскостью (111) по отношению к плоскости (001) кремния. Так, ярким пятнам, обозначенным стрелками вверх на рис. 4, *c*, соответствуют отражения (114), (113), (112), (111) и (110) для случая $[1\bar{1}0]^\alpha \parallel [1\bar{1}0]^\text{Si}$, которые представ-

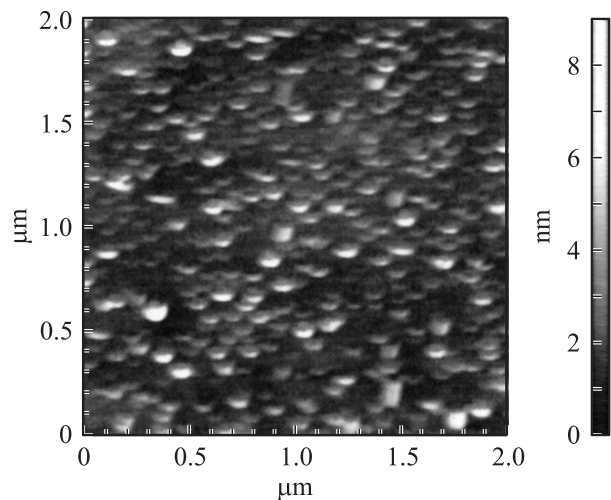


Рис. 5. АСМ-изображение структуры поверхности системы Fe/SiO₂/Si(001), приготовленной при 470°C и отожженной при 710°C в течение 30 min. Справа приведена шкала высот соответствующего цветового градиента.

лены в виде темных кружков на расчетной картине ДБЭ (рис. 4, *d*). Из рис. 4, *c* видно, что наблюдаемые на картине ДБЭ пятна для α -FeSi₂(111) расположены симметрично относительно нормали к плоскости затенения, что свидетельствует о наличии двойникования. На рис. 4, *d* отражения для двойников α -FeSi₂(111) с антипараллельным направлением $[\bar{1}10]^\alpha$ вдоль $[1\bar{1}0]_{\text{Si}}$ представлены светлыми кружками. Рефлексы со слабой интенсивностью, обозначенные на рис. 4, *c* стрелками вниз, соответствуют островкам α -FeSi₂, ориентированным плоскостью (110) по отношению к плоскости (001) кремния с $[001]^\alpha \parallel [1\bar{1}0]_{\text{Si}}$. На теоретической дифракционной картине эти отражения обозначены светлыми ромбами, а их индексы отмечены звездочками (рис. 4, *d*). Наряду с отражениями от α -FeSi₂ на картине ДБЭ были заметны также же рефлексы, как и в случае дифракции на просвет от трехмерных островков ϵ -FeSi, образующихся после отжига слоя железа, осажденного на пленку SiO₂ (рис. 2). Интенсивность этих рефлексов была низкой, что указывает на незначительное количество данной фазы на поверхности.

АСМ-изображение морфологии поверхности в случае высокотемпературного роста представлено на рис. 5. Плотность островков составляет $\sim 10^9 \text{ cm}^{-2}$, а сами островки имеют удлиненную форму. Средний размер островков — $100 \times 40 \text{ nm}$, а высота $\sim 6 \text{ nm}$. На основании данных ДБЭ (рис. 4, *c*) мы делаем предположение, что удлиненные островки соответствуют α -FeSi₂(111), а направление $[\bar{1}10]^\alpha$ является направлением преимущественного роста островков α -FeSi₂ на Si(001). Аналогичные результаты представлены в работе [5], в которой изображения вытянутых островков α -FeSi₂(111) на поверхности SiO₂/Si(001) наблюдались методом сканирующей электронной микроскопии от образцов Fe/SiO₂/Si(001), полученных осаждением Fe при 500°C

и отжигом при 900°C. Рост вытянутых островков FeSi₂ также наблюдался при высокотемпературном осаждении Fe на чистую Si(001) поверхность [26]. Помимо данных ДБЭ, которые показывают образование свободной от оксида Si(001)2×1-поверхности, АСМ-результаты демонстрируют также формирование на чистой поверхности Si(001) островков α -FeSi₂ при высоких температурах отжига.

После осаждения Fe на горячую подложку при температуре 650°C картина ДБЭ идентична представленной на рис. 4, *a*, что свидетельствует о формировании несплошной пленки железа, состоящей из нанокристаллитов. Эволюция картины ДБЭ данной пленки в процессе отжига аналогична предыдущему случаю отжига пленки, осажденной при 470°C.

Таким образом, независимо от температуры осаждения Fe силицидообразование происходит на стадии отжига, когда разрушение аморфного слоя SiO₂ начинается за счет структурной кинетики пленки железа.

4. Заключение

В настоящей работе изучено влияние дефектов тонкого слоя SiO₂ на процессы силицидообразования в системе Fe/SiO₂/Si(001). Влияние дефектов структуры слоя SiO₂ не обнаружено при осаждении Fe на поверхность SiO₂/Si(001) в широком диапазоне температур. В результате этого в процессе осаждения атомы железа не достигают границы раздела SiO₂/Si(001). Разрушение слоя SiO₂ происходит при термической обработке системы Fe/SiO₂/Si(001) в местах напряжения. Это способствует диффузии атомов Fe к границе SiO₂/Si(001) и образованию эпитаксиальных островков силицида железа. При низкотемпературном осаждении Fe формируется непрерывная поликристаллическая пленка Fe, которая сохраняется при низких температурах отжига, а островки моносилицида железа формируются в местах пор, образующихся в слое SiO₂. Установлено, что в этом случае образуются островки моносилицидов FeSi с ОЦК-решеткой (типа CsCl) и ϵ -FeSi с кубической решеткой (типа B20). Начальная температура образования моносилицидов 300°C. При высокотемпературном осаждении формируются нанокристаллиты железа, которые при последующем отжиге, разрушая слой оксида, взаимодействуют с чистой поверхностью Si(001), образуя островки α -FeSi₂. Пленки, осажденные при 470°C, имеют начальную температуру образования фазы α -FeSi₂, равную 650°C.

Список литературы

- [1] M.G. Garnier, T. de los Arcos, J. Boudaden, P. Oelhafen. Surf. Sci. **536**, 130 (2003).
- [2] F. Maeda, E. Laffose, Y. Watanabe, S. Suzuki, Y. Homma, M. Suzuki, T. Kitada, T. Igiwara, A. Tanaka, M. Kimura, V.A. Michai, H. Yoshikawa, S. Fukushima. Physica E **24**, 19 (2004).

- [3] J.M. Simmons, B.M. Nichols, M.S. Marcus, O.M. Castellini, R.J. Hamers, M.A. Eriksson. *Small* **2**, 902 (2006).
- [4] A. Cao, P.M. Ajayan, G. Ramanath, R. Baskarah, K. Turner. *Appl. Phys. Lett.* **84**, 109 (2004).
- [5] Y. Homma, Y. Kobayashi, T. Ogino, D. Takagi, R. Ito, Y.J. Jung, P.M. Ajayan. *J. Phys. Chem. B* **107**, 12 161 (2003).
- [6] Jung Inn Sohn, Shei-Jong Choi, Seonghoon Lee, Tae-Yeon Seong. *Appl. Phys. Lett.* **78**, 3130 (2001).
- [7] Y.Y. Wang, S. Gupta, R.J. Nemanich. *Appl. Phys. Lett.* **85**, 2601 (2004).
- [8] W.K. Wong, C.S. Lee, S.T. Lee. *J. Appl. Phys.* **97**, 084 307 (2005).
- [9] T. de los Arcos, F. Vonau, M.G. Garnier, V. Thommen, H.-G. Boyen, P. Oelhafen, M. Duggelin, D. Mathis, R. Guggenheim. *Appl. Phys. Lett.* **80**, 2383 (2002).
- [10] C. Chemelli, D. D'Angelo, G. Girarzidi, S. Pizini. *Appl. Surf. Sci.* **68**, 173 (1993).
- [11] Asuha, T. Kobayashi, O. Maida, M. Inoue, M. Takahashi, Y. Todokoro, H. Kobayashi. *Appl. Phys. Lett.* **81**, 3410 (2002).
- [12] F. Maeda, H. Hibino, S. Suzuki, Y. Kobayashi, Y. Watanabe, FZh. Guo. *e-J. Surf. Sci. Nanotech.* **4**, 15 (2005).
- [13] H. Dallaporta, M. Liehr, J.E. Lewis. *Phys. Rev. B* **41**, 5075 (1990).
- [14] M. Liehr, H. Lefakis, F.K. LeGoues, G.W. Rubloff. *Phys. Rev. B* **33**, 5517 (1986).
- [15] F. Conforto, P.E. Schmid. *Phil. Mag. A* **81**, 61 (2001).
- [16] A. Ishizaka, Y. Shiraki. *J. Electrochem. Soc.* **133**, 666 (1986).
- [17] N. Minami, D. Makino, T. Matsumura, C. Egawa, T. Sato, K. Ota, S. Ino. *Surf. Sci.* **514**, 211 (2002).
- [18] A.A. Istratov, H. Vainola, W. Hubner, E.R. Weber. *Semicond. Sci. Technol.* **20**, 568 (2005).
- [19] Y. Kobayashi, Y. Shinida, K. Sugii. *Jpn. J. Appl. Phys.* **29**, 1004 (1990).
- [20] Y. Kobayashi, K. Sigii. *J. Vac. Sci. Technol. B* **9**, 748 (1991).
- [21] A.A. ShklyaeV, M. Ichikawa. *Phys. Rev. B* **65**, 045 307 (2001).
- [22] X. Wallart, J.P. Nys, C. Tetelin. *Phys. Rev. B* **49**, 571 (1994).
- [23] R. Pretorius, J.M. Harris, M.-A. Nicolet. *Solid-State Electron.* **21**, 667 (1978).
- [24] A. Schmidt, H. Eggers, K. Herwig, R. Anton. *Surf. Sci.* **349**, 301 (1996).
- [25] M. Liehr, H. Dallaporta, J.E. Lewis. *Appl. Phys. Lett.* **53**, 589 (1988).
- [26] N.C. Bartelt, W. Theis, R.M. Tromp. *Phys. Rev. B* **54**, 11 741 (1996).