

08

СТМ-наблюдение сверхтонких эпитаксиальных пленок $\text{CoSi}_2(111)$, выращенных при высокой температуре

© А.А. Алексеев,¹ Д.А. Олянич,^{1,2} Т.В. Утас,¹ В.Г. Котляр,^{1,2} А.В. Зотов,^{1,2,3} А.А. Саранин^{1,2}

¹ Институт автоматики и процессов управления РАН,
690041 Владивосток, Россия

² Школа естественных наук Дальневосточного федерального университета,
690950 Владивосток, Россия

³ Владивостокский государственный университет экономики и сервиса,
690600 Владивосток, Россия
e-mail: vasily@iacp.dvo.ru

(Поступило в Редакцию 22 декабря 2014 г.)

С помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) изучены основные закономерности роста сверхтонких эпитаксиальных пленок $\text{CoSi}_2(111)$ с покрытием Co до 4 ML, полученных при последовательном осаждении атомов Co и Si в стехиометрическом соотношении на поверхность Co–Si(111) при комнатной температуре и последующем отжиге при 600–700°C. При покрытии атомов Co ниже ~ 2.7 ML наблюдается рост плоских островков CoSi_2 высотой до ~ 3 nm с поверхностной структурой 2×2 или 1×1 . Показано, что формирование сплошных эпитаксиальных пленок CoSi_2 , в состав которых входит 3–4 тройных слоя Si–Co–Si, происходит при условии точного контроля осаждения. Пленки CoSi_2 могут содержать включения локальных участков с реконструкцией $(2 \times 1)\text{Si}$. При температуре выше 700°C происходит рост многоуровневой пленки CoSi_2 с точечными проколами (pinholes) вследствие вертикального роста из-за разницы свободных энергий поверхностей $\text{CoSi}_2(111)$ и Si(111). Согласно теоретическим расчетам, наиболее выгодными структурами интерфейса $\text{CoSi}_2(111)2 \times 2$ являются структуры A- и B-типа с координационным числом атомов Co, равным 8.

Введение

Эпитаксиальные пленки дисилицида кобальта находят широкое применение в производстве интегральных схем вследствие их высокой проводимости и термической стабильности. Структурные свойства $\text{CoSi}_2/\text{Si}(111)$ широко исследованы различными группами с помощью таких методов исследования, как дифракция медленных электронов (ДМЭ) [1–8], фотоэлектронная спектроскопия (ФЭС) [8–10], рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФЭС) [1,3], электронная оже-спектроскопия (ЭОС) [2–16,11,12], просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) [13–19], дифракция быстрых электронов (ДБЭ) [4,18], рассеяние ионов средних энергий (РИСЭ) [20], сканирующая туннельная микроскопия (СТМ) [15,21–23]. Результаты этих исследований нашли отражение в обзорах [16,19,24,25]. Принято считать, что пленки CoSi_2 имеют структуру флюорита (CaF_2) и состоят из тройных слоев Si–Co–Si с расстоянием между ними $5.365 \text{ \AA} / \sqrt{3} = 3,097 \text{ \AA}$. Причем если верхний тройной слой заканчивается дополнительным блоком Si, то поверхность имеет структуру $\text{CoSi}_2(111)$ –Si (Si-rich), а в случае его отсутствия — $\text{CoSi}_2(111)$ –Co (Co-rich) [1,2,5]. Пленки, полученные при температуре отжига выше 500°C, имеют кристаллографическую ориентацию B-типа, т.е. находятся в плоскости [111], но повернуты вокруг своей оси на 180° [24].

Анализ литературных данных показывает, что трудности и разногласия в определении структуры силицидов Co возникают при исследовании сверхтонких

пленок. Это связано как с проблемой получения гомогенных пленок [23,26], так и с одновременным или преимущественным ростом псевдоморфной фазы CoSi со структурой CsCl (B2) [18,22,26,27–31]. Такая специфика роста существенно затрудняет исследование границы раздела $\text{CoSi}_2/\text{Si}(111)$ [7,21,27,28,32,33]. Рост пленок CoSi_2 осуществляют преимущественно с использованием „темплет“ метода (template technique) [24,34,35]. Суть метода заключается в предварительном формировании тонкой пленки толщиной до $\sim 50 \text{ \AA}$ с помощью осаждения атомов Co и Si в заданном отношении на поверхность Si(111) 7×7 при комнатной температуре (RT) и последующем отжиге при низкой температуре ($< 500^\circ\text{C}$) [19,24,25]. Дальнейший рост CoSi_2 производят на уже сформированный слой тем же способом, но при более высокой температуре отжига ($> 550^\circ$) [19,24]. Отметим, что оптимальное отношение атомов Co:Si при получении тонкой пленки изменяется от 1:1 [14] до 1:1.6 [24], а ее отжиг проводят при температуре подложки соответствующей формированию CoSi [18,22,31], в то время как в процессе отжига при высокой температуре тонкая пленка CoSi переходит в CoSi_2 [27–29]. Возможность же одноступенчатого роста однородной по толщине пленки CoSi_2 с минимальным количеством тройных слоев Si–Co–Si остается невыясненной. С другой стороны, пленки $\text{CoSi}_2(111)$ обычно имеют высокую плотность ($\sim 10^5 \text{ cm}^{-2}$) точечных проколов („pinholes“) [14,36–38]. Эта проблема возникает на ранних этапах формирования пленок, и для ее решения предлагается понижение температуры отжига

(< 500°C) или избыток атомов Si [14,24]. Для улучшения же структурных свойств (электропроводности) пленок CoSi_2 необходим отжиг при температуре выше 600°C [14,16,24,25]. Однако исследования сверхтонких пленок CoSi_2 , полученных при высокой температуре отжига (600–700°C), до настоящего времени не проводились. В этой связи использование СТМ, в известной степени обладающей возможностью непосредственного наблюдения за наноструктурами, может оказаться весьма полезным.

Эпитаксиальные пленки обычно получают методами реактивной эпитаксии (РЭ), твердофазной эпитаксии (ТФЭ) и молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Применительно к системе $\text{Co/Si}(111)$, где взаимодействие между атомами адсорбата и кремния приводит к объемному росту силицидов, важно не только выбрать подходящие условия роста, но и провести соответствующее приготовление поверхности образца. Одним из способов влияния на механизм роста является модификация поверхности $\text{Si}(111)7\times 7$. Как оказалось, присутствие атомов Co на поверхности в количестве долей монослоя может радикально изменять механизм дальнейшего роста наноструктур Co [26,39]. В этом случае атомы Co служат материалом для формирования „темплет“ слоя на поверхности $\text{Si}(111)$ для последующего роста Co-содержащих наноструктур.

В настоящей работе с помощью СТМ-наблюдений исследованы общие закономерности роста эпитаксиальных пленок $\text{CoSi}_2/\text{Si}(111)$ с покрытием Co до 4 ML, выращенных с помощью метода ТФЭ при температуре отжига 600–700°C. Получены прямые доказательства возможности формирования пленок, содержащих 3–4 тройных слоя Si–Co–Si. Осаждение атомов Co проводили на поверхность $'(1 \times 1)'$ -RC, состоящую из неупорядоченных RC кластеров на нереконструированной поверхности $\text{Si}(111)$ [40,41]. Ранее такой подход позволил нам получать хорошо упорядоченные реконструкции $\text{Si}(111)-\sqrt{7}$ R19.1-Co [39] и $\text{Si}(111)-\sqrt{13}$ R13.9-Co [26]. В рамках исследования границы раздела $\text{CoSi}_2/\text{Si}(111)$ рассчитывалась полная энергия систем, представленных набором из восьми структурных моделей с различным строением переходного слоя и двумя положениями атома Si в реконструкции $\text{CoSi}_2(111)2\times 2$.

Проведение эксперимента

Эксперименты проведены с помощью СТМ (Omicron) в условиях сверхвысокого вакуума (10^{-8} Pa). Атомарно-чистую поверхность $\text{Si}(111)7\times 7$ получали разогревом образца импульсами тока до температуры 1280°C. Покрытие кобальта определяли в монослоях (ML). Один монослой ($7.83 \cdot 10^{14}$ at/cm²) соответствует плотности верхних атомов Si на нереконструированной поверхности $\text{Si}(111)$. В этом случае атомный слой Co высотой 1.916 Å содержит $1.73 \cdot 10^{15}$ at/cm² или 2.21 ML Co, а пленка Co толщиной 1 Å содержит 1.15 ML Co.

Поверхность $'(1 \times 1)'$ -RC получали осаждением атомов Co в количестве не менее 0.1 ML на поверхность $\text{Si}(111)7\times 7$ при температуре образца 810–825°C с последующим одновременным выключением тока на образце и закрыванием заслонки источника [39,40]. Осаждение кобальта проводили из электронно-лучевого испарителя со скоростью 0.068 ± 0.003 ML/min. Скорость осаждения определяли по результатам СТМ-наблюдения послойного роста пленки $\text{Co}(001)$ на эпитаксиальной пленке $\text{Cu}(111)/\text{Si}(111)$, а также контролировали с помощью кварцевых микровесов [26]. В течение осаждения Co давление в вакуумной камере не превышало $6 \cdot 10^{-8}$ Pa. Температуру образца измеряли с помощью оптического пирометра с погрешностью 14°C. Регистрацию оже-спектров производили с помощью четырехсекционного ДМЭ/ЭОС-анализатора. Амплитуды оже-пиков измеряли от пика до пика. Для записи СТМ-изображений применяли вольфрамовые иглы, изготовленные методом электрохимического травления. СТМ-изображения получали в режиме постоянного тока при комнатной температуре образца. Для установления энергетически наиболее выгодных структур проводили *ab initio* расчеты полной энергии, детально описанные в [26].

Результаты и их обсуждение

В случае ТФЭ без осаждения Si при повышенных температурах отжига в реакции силицидообразования участвуют атомы Si верхних слоев оголенной подложки, вследствие чего исходная поверхность становится шероховатой уже на ранних этапах осаждения (рис. 1, a). Формирование трехмерных островков CoSi_2 высотой 1.2–1.8 nm, имеющих правильную форму (треугольника или шестиугольника), происходит равномерно по поверхности, что связано со значительным подавлением поверхностной диффузии атомов Co в случае осаждения на $'(1 \times 1)'$ -RC по сравнению с $\text{Si}(111)7\times 7$. В последнем случае уже на ранних этапах осаждения происходит рост островков преимущественно вдоль ступеней [21,23]. При ТФЭ с последовательным осаждением Co и Si в отношении 1:2 формирование островков CoSi_2 происходит за счет поступивших на поверхность атомов Co и Si. Как видно из рис. 1, b, при осаждении 2.0 ML Co роста сплошной пленки не происходит. На СТМ-изображении ~ 30% площади поверхности занято плоскими островками высотой 2.1–3.0 nm, часть из которых приобретает другие формы в результате коалесценции островков. Образование между ними незначительного количества островков малого размера может отражать процесс вторичного зародышеобразования. Попытки одноступенчатого роста сплошной пленки CoSi_2 с покрытием атомов Co до ~ 2.7 ML при высокотемпературном отжиге не увенчались успехом. Например, при последовательном осаждении 2.5 ML Co и 5 ML Si на поверхность $'(1 \times 1)'$ -RC при RT и последующем отжиге при 680°C происходит рост индивидуальных кристаллографически ориентиро-

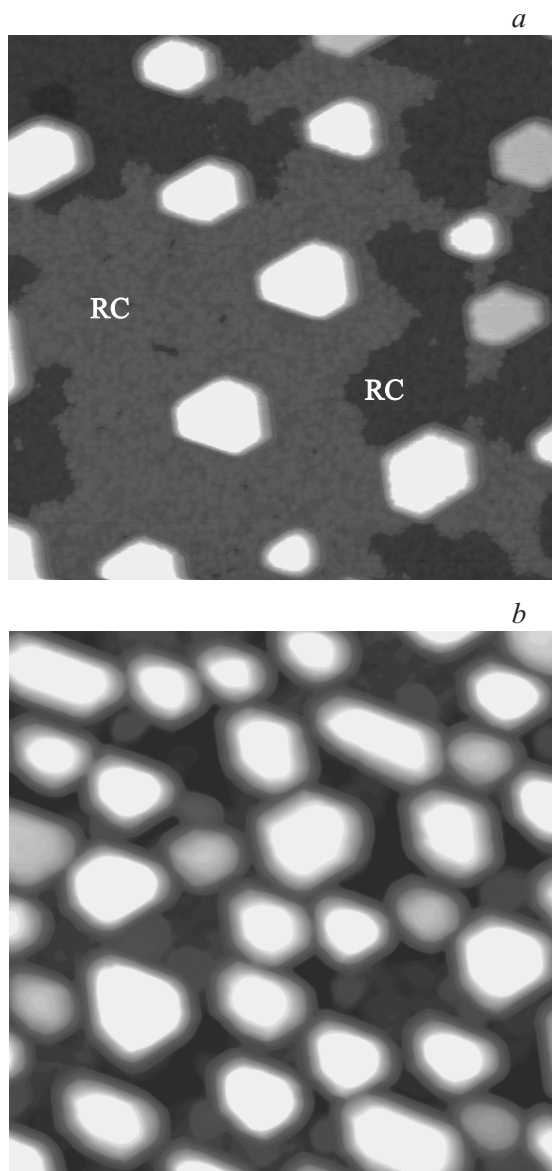


Рис. 1. СТМ-изображения 100×100 nm заполненных состояний (-2.0 V) поверхности после осаждения 0.54 ML Co (*a*) и последовательного осаждения 2.0 ML Co и 4.0 ML Si (*b*) на поверхность (1×1) -RC при RT и отжиге образца при температуре 600°C в течение 1 min.

ванных плоских островков высотой 2.1 – 2.7 nm, занимающих $\sim 40\%$ площади поверхности. Существенный рост островков в вертикальном направлении может быть связан с диффузией атомов Co и Si на их поверхность (доставкой материала на поверхность с последующей реакцией силицидообразования).

На рис. 2, *a, b* показаны типичные СТМ-изображения островков CoSi_2 треугольной и шестиугольной формы с двумя типами поверхностных реконструкций с симметрией 2×2 и 1×1 . Поскольку при температуре отжига выше 600°C происходит рост только дисилицида кобальта [5,16,24], а при избытке кремния его верх-

ний тройной слой Si–Co–Si покрыт дополнительным бислоем Si [1,2,5,42], можно полагать, что поверхность островков 1×1 также имеет структуру $\text{CoSi}_2(111)$ –Si (Si-rich). Согласно литературным данным, островки с реконструкцией 2×2 имеют структуру, в которой на верхнем тройном слое Si–Co–Si находятся адатомы Si в количестве одного атома Si на ячейку [2,21,23].

Для установления структуры границы раздела $\text{CoSi}_2/\text{Si}(111)$ проводили теоретические расчеты полной энергии для реконструкций $\text{CoSi}_2(111)2 \times 2$ на основе теории функционала плотности. Модельный ряд пере-

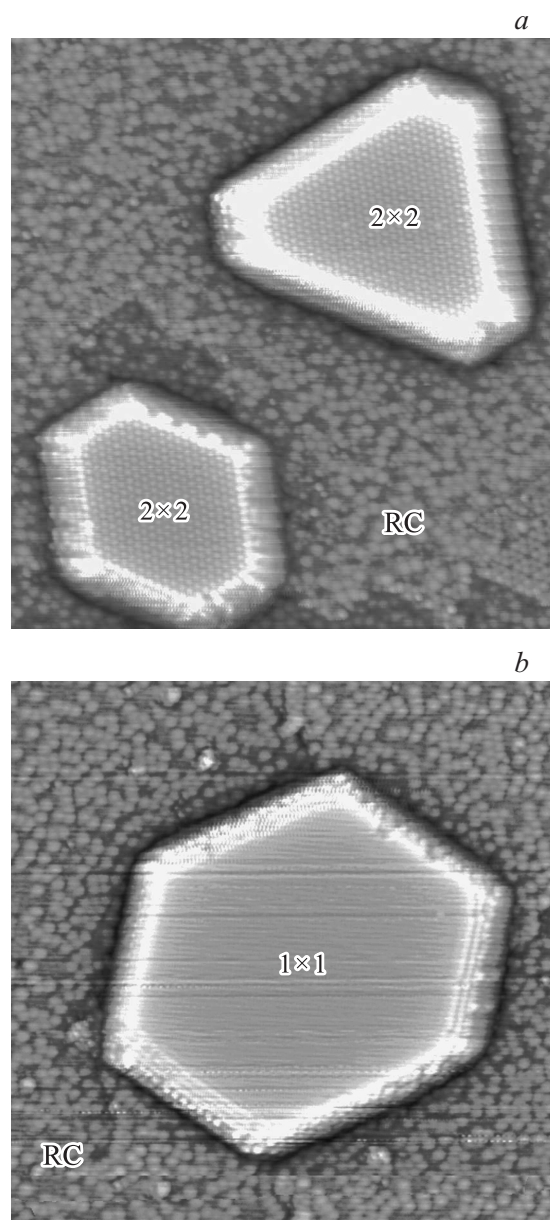


Рис. 2. СТМ-изображения заполненных состояний (-2.0 V) трехмерных островков CoSi_2 с поверхностной реконструкцией 2×2 (*a*) и 1×1 (*b*) в масштабе соответственно 50×60 nm и 50×50 nm, полученных в результате последовательного осаждения 2 ML Co и 4 ML Si на поверхность (1×1) -RC при RT и отжиге образца при 680°C .

Полная энергия (eV) систем, представленных набором из восьми структурных моделей с различным интерфейсом и двумя положениями адатомов Si в реконструкции $\text{CoSi}_2(111)2 \times 2$. Минимальные энергии выделены.

Количество слоев Si–Co–Si	Тип структуры							
	B8, ad1	A8, ad1	B8, ad2	A8, ad2	B7, ad2	A7, ad2	A7, ad1	B7 ad1
1	0	0.05	0.66	0.78	1.51	1.52	1.73	1.81
2	0.53	0.6	0	0.04	1.55	1.3	0.6	0.65
3	0.66	0.77	0	0.09	1.21	0.93	1.52	1.75
4	0.41	0.49	0	0.09	1.06	0.82	1.36	1.65

ходного слоя был представлен четырьмя системами, соответствующими структурам типа B8, A8, B7, A7, детально описанными в работе [43]. В таблице приведены расчетные данные полной энергии для структурных моделей $\text{CoSi}_2(111)2 \times 2$ с различным интерфейсом в зависимости от толщины пленки (количества тройных слоев Si–Co–Si). Рассматривались два положения адатомов Si: над верхними атомами Co (ad1) и над нижними атомами Si верхнего тройного слоя Si–Co–Si (ad2). Как следует из таблицы, наиболее выгодными структурами интерфейса $\text{CoSi}_2/\text{Si}(111)$ являются структуры A и B-типов с координационным числом атомов Co, равным 8. Аналогичный результат был получен с помощью кластерного моделирования [44] и расчетов в случае интерфейса $\text{CoSi}_2/\text{Si}(111)$, представленного двумя тройными слоями Si–Co–Si и двумя бислоями Si наверху [32], а также на основе результатов экспериментальных исследований, представленных в работах [7,33,42]. Напротив, основываясь на СТМ-данных, Беннетт (Bennett) с сотр. [21], и сравнивая данные электронной микроскопии с расчетными изображениями, Катана (Catana) с сотр. [27,28] пришли к заключению, что координационное число атомов Co в структуре переходного слоя $\text{CoSi}_2/\text{Si}(111)$ равно 7. Отметим, что в реконструкции $\text{CoSi}_2(111)2 \times 2$ адатомы Si находятся в положениях над нижними атомами Si верхнего тройного слоя Si–Co–Si.

Сплошные эпитаксиальные пленки $\text{CoSi}_2/\text{Si}(111)$, выращенные в результате последовательного осаждения атомов Co и Si в отношении 1:2 на поверхность $(1 \times 1)\text{-RC}$ при RT и последующем отжиге при $600\text{--}700^\circ\text{C}$, наблюдали только при покрытии атомов Co выше $\sim 2.7\text{ ML}$. На рис. 3 приведено СТМ-изображение поверхности пленки, полученной при осаждении $3.06 \pm 0.13\text{ ML}$ Co и $6.1 \pm 0.31\text{ ML}$ Si, которое имеет такой же вид, как и СТМ-изображение поверхности островков $\text{CoSi}_2(111)\text{-Si}$ на рис. 2, b. Примерно 15% площади поверхности пленки занята включениями локальных участков. СТМ-изображение высокого разрешения таких участков (см. вставку на рис. 3) выглядит так же, как СТМ-изображение реконструкции $(2 \times 1)\text{Si}$, которую впервые наблюдал Сталдер (Stalder) с сотр. [15]. Структурная модель такой реконструкции представляет собой цепочки Si атомов на поверхности $\text{CoSi}_2(111)$, перпендикулярные трем направлениям $(2\bar{1}\bar{1})$. Разница

высот областей $(2 \times 1)/(1 \times 1)$ составляет 3.1 \AA , следовательно, реконструкция $(2 \times 1)\text{Si}$ находится на нижележащем тройном слое Si–Co–Si. Основываясь на количественном анализе, сделан вывод о том, что пленка имеет структуру $\text{CoSi}_2(111)\text{--}(1 \times 1)\text{Si}$, состоящую из трех слоев Si–Co–Si с бислоем Si наверху. Помимо осажденных атомов Si в реакции силицидообразования участвуют только 2.08 ML атомов Si верхнего слоя подложки. Появление на поверхности участков с реконструкцией $(2 \times 1)\text{Si}$ вызвано недостатком атомов Co для формирования трех сплошных слоев Si–Co–Si. Такое же СТМ-изображение поверхности пленки наблюдали при осаждении атомов Co в количестве несколько ниже 4 ML . Например, при осаждении $3.80 \pm 0.17\text{ ML}$ Co и $5.64 \pm 0.28\text{ ML}$ Si происходит рост „четырёхслойной“ пленки $\text{CoSi}_2(111)\text{--}(1 \times 1)\text{Si}$, которая также содержит включения участков с реконструкцией $(2 \times 1)\text{Si}$ ($\sim 18\%$).

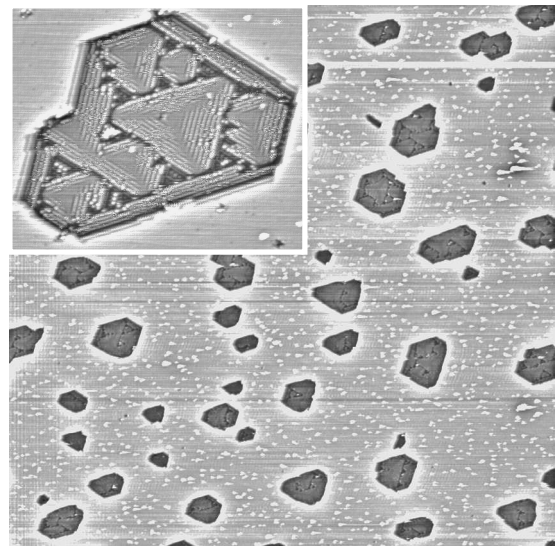


Рис. 3. СТМ-изображение $400 \times 400\text{ nm}$ заполненных состояний (-2.0 V) поверхности, полученной в результате последовательного осаждения 3.1 ML Co и 6.1 ML Si на поверхность $(1 \times 1)\text{-RC}$ при RT и последующем отжиге образца при 680°C в течение 1 min . На вставке показано СТМ-изображение заполненных состояний (-2.0 V) участка с реконструкцией $(2 \times 1)\text{-Si}$ в масштабе $50 \times 50\text{ nm}$.

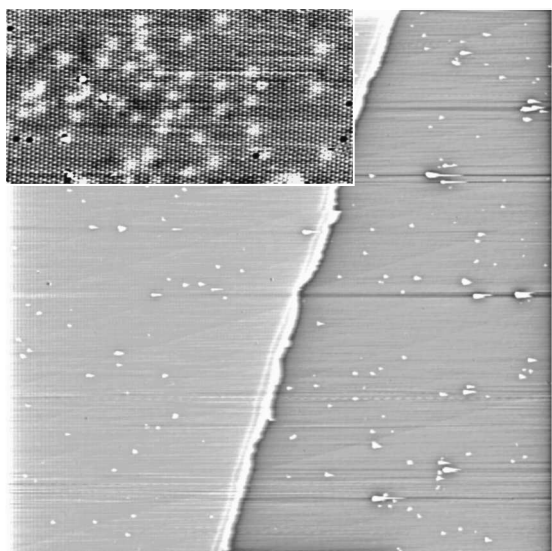


Рис. 4. СТМ-изображение 400×400 nm незаполненных состояний (+2.0 V) поверхности, полученной при последовательном осаждении 4 ML Co и 7.3 ML Si на (1×1) -RC при RT и последующем отжиге при 680°C в течение 1 min. На вставке показано СТМ-изображение заполненных состояний (-0.1 V, 11 nA) такой поверхности с высоким разрешением в масштабе 50×15 nm.

На рис. 4 показано СТМ-изображение поверхности равномерной по толщине эпитаксиальной пленки $\text{CoSi}_2(111)-(1 \times 1)\text{Si}$ с однородной структурой. Пленка получена осаждением 4 ML Co и 8 ML Si на поверхность (1×1) -RC и последующем отжиге при температуре 680°C . При условии того, что покрытие атомов Si в (1×1) -RC и $\text{Si}(111)7 \times 7$ одинаково и реконструкция поверхности затрагивает верхние 2.08 ML Si, то к 4 ML Co требуется добавить 7.92 ML Si. Покрытие Si в таком „четырёхслойном“ силициде CoSi_2 составляет ровно 10 ML. Наличие бислоя кремния на верхнем тройном слое Si-Co-Si пленки подтверждается данными оже-спектроскопии. Действительно, измеренное соотношение интенсивностей оже-сигналов Co $M_{2,3}VV$ (53 eV) и Si LVV (92 eV) от показанной на рис. 4 пленки $\text{CoSi}_2(111)-(1 \times 1)\text{Si}$ равно 0.17. Вместе с тем, в случае сплошной пленки силицида со структурой $\text{CoSi}(111)\text{-Co}$ (Co-rich), полученной при осаждении 2.5 ML Co и 2.5 ML Si на поверхность (1×1) -RC при RT и отжиге при 500°C , эта величина в 3.5 раза больше, что согласуется с данными работ [2,5]. На СТМ-изображении высокого разрешения (см. вставку на рис. 3) видно, что поверхность $\text{CoSi}_2(111)-(1 \times 1)\text{Si}$ представляет собой упорядоченный массив максимумов с симметрией 1×1 с редкими „одинокими“ пропусками. Вдоль края ступеней формируется узкая область с реконструкцией $(2 \times 1)\text{-Si}$, доменная граница которой на СТМ-изображении выглядит несколько ярче. Аналогичный тип границ между доменами 2×1 и 1×1 наблюдали в случае форми-

рования реконструкции 2×1 на пленках $\text{CoSi}_2(111)$ толщиной до 45 \AA [20].

Рост сплошной эпитаксиальной пленки Si на поверхности CoSi_2 при высокой температуре отжига затруднен вследствие формирования трехмерных островков Si. Например, отжиг образца с тонким аморфным слоем Si (1 ML) на поверхности $\text{CoSi}_2(111)-(1 \times 1)\text{Si}$ при 600°C приводит к послойному росту трехмерных эпитаксиальных островков $\text{Si}(111)7 \times 7$ треугольной формы, высотой $28\text{--}40 \text{ \AA}$ (рис. 5, a-c). Аналогичные островки Si наблюдали при получении пленки $\text{CoSi}_2(1 \times 1)\text{Si}$ в случае избытка атомов Si. Островки имеют два типа боковых граней. На рис. 5, b островок Si, у которого сторона треугольника равна $9 \times 7a$, где a — длина ячейки 1×1 (3.84 \AA), имеет длины отсекающих углы отрезков, равные малой диагонали d ячейки 7×7 (26.88 \AA). При увеличении стороны треугольника в два раза (рис. 5, c) длина отсекающих углы отрезков равна $2d$. Для островков, приведенных на на рис. 5, b, c, отношение расстояния от центра до каждой из граней кристалла $a/b = 5/3 = 1.67$. Согласно теореме Вульфа (для двумерного случая), это отношение пропорционально отношению удельной свободной энергии боковых граней [45]. Таким образом, форма островков определяется структурой реконструкции 7×7 и свободной энергией боковых граней кристалла. Эпитаксиальный рост островков Si при температуре 600°C также наблюдали при осаждении 100 \AA Si на пленку CoSi_2 толщиной 70 \AA [19]. Для роста суперструктур металл/полупроводник авторы предложили предварительное формирование тонкого аморфного слоя Si ($10\text{--}50 \text{ \AA}$) или рост слоя Si при температуре 350°C с последующим отжигом при 600°C . С другой стороны, есть указания на то, что при высокотемпературном отжиге на поверхности CoSi_2 можно вырастить эпитаксиальную сплошную пленку Si толщиной 135 nm [46].

В случае незначительного избытка атомов Co и Si при формировании эпитаксиальной пленки $\text{CoSi}_2(111)-(1 \times 1)\text{Si}$ с покрытием Co 4 ML на ее поверхности наблюдали островки $\text{CoSi}_2(111)-(1 \times 1)\text{Si}$ высотой 6.2 \AA , форма которых аналогична островкам Si. Для таких островков отношение a/b составляет 1.38, что на $\sim 17\%$ меньше, чем в случае островков Si. Аналогичная закономерность наблюдалась нами в системе Cr/Si(111), где отношение a/b для островков силицида хрома с поверхностной структурой 2×2 равно 1.5 [47].

При температурах отжига выше 700°C формирование сплошных сверхтонких пленок CoSi_2 не происходит. Например, осаждение 3.81 ± 0.17 ML Co и 7.61 ± 0.38 ML Si на поверхность (1×1) -RC при RT и отжиг при температуре $\sim 720^\circ\text{C}$ приводит к росту многоуровневой пленки, содержащей $\sim 1.5 \cdot 10^6 \text{ cm}^{-2}$ точечных проколов („pinholes“) треугольной и шестиугольной формы размером $1\text{--}50 \text{ nm}$ (рис. 6). На СТМ-изображении на дне таких дефектов обнаруживается исходная поверхность с RC кластерами и включения областей 7×7 . Толщину пленки определяли с помощью профилирования

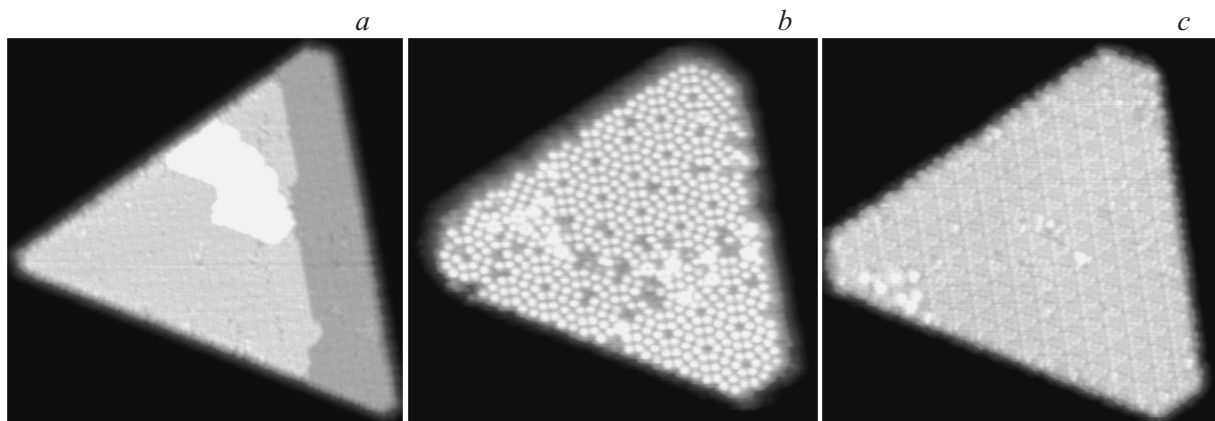


Рис. 5. *a, b, c* — СТМ-изображения поверхности трехмерных островков Si, полученных в результате осаждения 1 ML Si на поверхность $\text{CoSi}_2(111)-(1 \times 1)\text{Si}$ с покрытием Co 4 ML при RT и отжига образца при 600°C . Высота островков составляет соответственно 31,0, 28,3 и 40,3 Å. Масштаб и напряжение на образце соответственно $100 \times 100 \text{ nm}$ (-1.0 V), $30 \times 30 \text{ nm}$ ($+1.4 \text{ V}$) и $50 \times 50 \text{ nm}$ (-2.0 V).

(Line Profiles) СТМ-изображения заполненных состояний, измеряя высоту относительно RC кластеров. При этом полагали, что плотность состояний в области атомов Si с оборванной связью для наблюдаемых структур примерно одинакова. Действительно, измеренная высота адатом Si–RC кластер составляет 1,4 Å, что близко к действительному значению 1,16 Å [20]. Как следует из количественного анализа, пленка $\text{CoSi}_2(111)-(1 \times 1)\text{Si}$ состоит из плоских участков, состоящих из 3–9 тройных слоев Si–Co–Si, и в состав ее входит 3,9 ML Co, что соответствует исходному покрытию атомов Co. Поскольку нижний слой пленки CoSi_2 занимает $\sim 53\%$ площади поверхности, ошибка в вычислениях не превышает 0,53 ML Co. Пленку CoSi_2 с такими же большими точечными проколами, окруженными тонкими кольцами силицида, также наблюдали в работе [36]. Рост

пленки проводили с помощью осаждения 5 Å Co на поверхность $\text{Si}(111)7 \times 7$ при RT (без осаждения Si) и последующего отжига образца при 580°C . Причину их формирования авторы связывают с быстрой диффузией атомов Si из дыр на поверхность с последующей реакцией с атомами Co. В нашем случае формирование многоуровневой пленки происходит за счет осажденных атомов Co и Si. Вертикальный рост пленки, в том числе и по периметру отдельных дыр, происходит за счет переноса материала с поверхности, что приводит к ее оголению. Как отмечалось ранее, существенный рост силицида в вертикальном направлении происходит также в случае формирования трехмерных островков $\text{CoSi}_2(111)$. Полученные данные выступают в поддержку модели формирования точечных проколов, предложенной в ранней работе Ишибаши (Ishibashi) с сотр. [48], согласно которой их образование обусловлено разницей свободных энергий поверхностей $\text{CoSi}_2(111)$ и $\text{Si}(111)$.

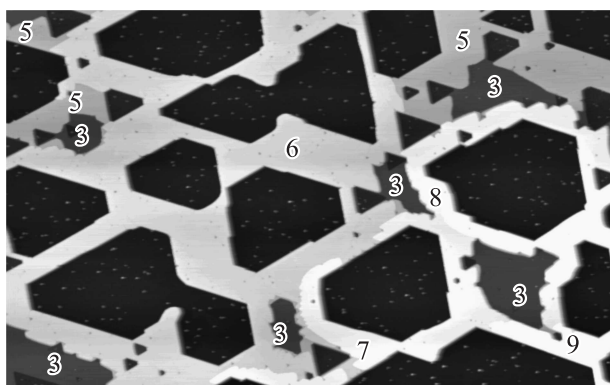


Рис. 6. СТМ-изображение $200 \times 125 \text{ nm}$ заполненных состояний (-3.0 V) поверхности, полученной при осаждении 3,8 ML Co и 7,6 ML Si при RT и последующем отжиге образца при температуре 720°C в течение 1 min. Количество тройных слоев Si–Co–Si для каждого уровня пленки $\text{CoSi}_2(111)-(1 \times 1)\text{Si}$ указано на рисунке. Изображение записано на террасе шириной 2000 nm.

Заключение

С помощью СТМ исследованы основные закономерности роста сверхтонких эпитаксиальных пленок $\text{CoSi}_2/\text{Si}(111)$, полученных методом ТФЭ при температуре отжига $600\text{--}700^\circ\text{C}$. Показано, что реконструкция $(1 \times 1)\text{RC}$, состоящая из неупорядоченных RC кластеров на нереконструированной поверхности $\text{Si}(111)$, является подходящей поверхностью для роста наноструктур $\text{Co}/\text{Si}(111)$. Морфология пленок сильно зависит от количества осажденных атомов Co и Si. При осаждении атомов Co в количестве до $\sim 2.7 \text{ ML}$ происходит формирование плоских островков CoSi_2 высотой до $\sim 3 \text{ nm}$. Формирование сплошной эпитаксиальной пленки $\text{CoSi}_2(111)-(1 \times 1)\text{Si}$ наблюдается при условии точного контроля осаждения 3–4 ML Co и соответствующего количества атомов Si. При недостатке ато-

мов Co пленка содержит включения локальных участков с реконструкцией $(2 \times 1)Si$. Высокотемпературный отжиг образцов с аморфным слоем кремния на поверхности пленки $CoSi_2(111)-(1 \times 1)Si$ приводит к эпитаксиальному росту трехмерных островков Si. При температуре отжига выше $700^\circ C$ происходит формирование многоуровневой пленки $CoSi_2(111)-(1 \times 1)Si$ с точечными проколами. Согласно теоретическим расчетам, граница раздела $CoSi_2(111)2 \times 2$ имеет структуру А- или В-типа с координационным числом атомов Co равным 8. Адаптомы Si в реконструкции 2×2 занимают положения над нижними атомами Si наружного тройного слоя Si-Co-Si.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 14-02-92001, 13-02-12110) и НШ-167.2014.2.

Список литературы

- [1] Pirri C., Peruchetti J.C., Bolmont D., Gewinner G. // Phys. Rev. B. 1986. Vol. 33. N 6. P. 4108–4113.
- [2] Hellman F., Tung R.T. // Phys. Rev. B. 1988. Vol. 37. N 18. P. 10786–10794.
- [3] Charnbliss D.D., Rhodin T.N., Rowe J.E. // Phys. Rev. B. 1992. Vol. 45. N 3. P. 1193–1203.
- [4] Dolbak A.E., Olshansky B.Z., Teys S.A. // Surf. Sci. 1997. Vol. 373. P. 43–55.
- [5] Starke U., Schardt J., Weiß W., Rangelov G., Fauster T.H., Heinz K. // Surf. Rev. Lett. 1998. Vol. 5. P. 139–144.
- [6] Долбак Ф.Е., Ольшанетский Б.З., Туйс С.А., Жачук Р.А. // ФТТ. 1999. Т. 41. Вып. 8. P. 14894–1494.
- [7] Seubert A., Schardt J., Weiß W., Starke U., Heinz K., Fauster Th. // Appl. Phys. Lett. 2000. Vol. 76. P. 727–133.
- [8] Kim K.J., Kang T.-H., Kim K.-W., Shin H.-J., Kim B. // Appl. Surf. Sci. 2000. Vol. 161. P. 268–275.
- [9] Гомоюнова М.В., Пронин И.И., Валдайцев Д.А., Фараджев Н.С. // ФТТ. 2001. Т. 43. Вып. 3. P. 549–553.
- [10] Гомоюнова М.В., Гребенюк Г.С., Пронин И.И. // ЖТФ. 2011. Т. 81. Вып. 6. P. 120–124.
- [11] Chambers S.A., Anderson S.B., Chen H.W., Weaver J.H. // Phys. Rev. B. 1986. Vol. 34. N 2. P. 913–920.
- [12] Luches P., Rota A., Valeri S., Pronin I.I., Valdaitsev D.A., Faradzhev N.S., Gomyunova M.V. // Surf. Sci. 2002. Vol. 511. P. 303–311.
- [13] Gibson J.M., Batstone J.L., Tung R.T. // Appl. Phys. Lett. 1987. Vol. 51. P. 45–59.
- [14] Fischer A.E.M.J., Slijkerman W.F.J., Nakagawa K., Smith R.J., van der Veen J.F. // J. Appl. Phys. 1988. Vol. 64. P. 3005–3013.
- [15] Stalder R., Sirringhaus H., Onda N., von Känel H. // Surf. Sci. 1991. Vol. 258. P. 153–165.
- [16] Bulle-Lieuwma C.W.T. // Appl. Surf. Sci. 1993. Vol. 68. P. 1–18.
- [17] Chisholm M.F., Pennycook S.J., Jevasinski R., Mantl S. // Appl. Phys. Lett. 1994. Vol. 64. N 18. P. 2409–2411.
- [18] Goncalves-Conto S., Schärer U., Müller E., von Känel H., Miglio L., Tavazza F. // Phys. Rev. B. 1997. Vol. 55. N 11–15. P. 7213–7221.
- [19] Von Känel H. // Mat. Sci. Repts. 1992. Vol. 8. P. 193–269.
- [20] Vrijmoeth J., Zaima S., Vlieg E., Frenken J.W.M. // Phys. Rev. B. 1992. Vol. 45. N 12. P. 6700–6708.
- [21] Bennett P.A., Parikh S.A., Lee M.Y., Cahill D.G. // Surf. Sci. 1994. Vol. 312. P. 377–386.
- [22] Ilge B., Palasantzas G., de Nijs J., Geerligs L.J. // Surf. Sci. 1998. Vol. 414. P. 279–289.
- [23] Zilani M.A.K., Liu L., Xu H., Feng Y.P., Wang X.-S., Weel A.T.S. // J. Phys.: Cond. Matt. 2006. Vol. 18. P. 6987–6965.
- [24] Tung R.T. // Mat. Chem. Phys. 1992. Vol. 32. N 2. P. 107–133.
- [25] Murarka S.P. // Intermetallics. 1995. Vol. 3. P. 173–186.
- [26] Olyanich D.A., Utas T.V., Alekseev A.A., Kotlyar V.G., Zotov A.V., Saranin A.A. // Surf. Sci. 2014. Vol. 625. P. 57–63.
- [27] Catana A., Schmid P.E., Rieubland S., Levy F., Stadelmann P.J. // J. Phys.: Cond. Matt. 1989. Vol. 1. N 25. P. 3999–4004.
- [28] Catana A., Schmid P.E., Lu P., Smith D.J. // Phil. Mag. A. 1992. Vol. 66. N 6. P. 933–956.
- [29] Von Känel H., Schwarz C., Goncalves-Conto S., Muller E., Miglio L., Tavazza F., Malegori G. // Phys. Rev. Lett. 1995. Vol. 74. N 7. P. 1163–1166.
- [30] Horsfield A.P., Fujitani H. // Phys. Rev. B. 2001. Vol. 63. N 3. P. 235303-6.
- [31] Moroni E.G., Podlucky R., Hafner J. // Phys. Rev. Lett. 1998. Vol. 81. N 9. P. 1969(4).
- [32] Hamann D.R. // Phys. Rev. Lett. 1988. Vol. 60. N 4. P. 313–316.
- [33] Rossi G., Jin X., Santaniello A., DePadova P., Chandesris D. // Phys. Rev. Lett. 1989. Vol. 62. N 2. P. 191–194.
- [34] Tung R.T., Gibson J.M., Poate J.M. // Appl. Phys. Lett. 1983. Vol. 42. P. 888–890.
- [35] Tung R.T., Gibson J.M., Poate J.M. // Phys. Rev. Lett. 1983. Vol. 50. N 6. P. 429–432.
- [36] Ruan L., Chen D.M. // Appl. Phys. Lett. 1998. Vol. 72. N 26. P. 3464–3466.
- [37] Belousov I.V., Grib A.N., Kuznetsov G.V. // Semiconductor Physics, Quantum Electronics & Optoelectronics. 2006. Vol. 9. N 3. P. 29–34.
- [38] Tung R.T., Batstone J.L. // Appl. Phys. Lett. 1988. Vol. 52. N 8. P. 648–650.
- [39] Olyanich D.A., Utas T.V., Kotlyar V.G., Zotov A.V., Saranin A.A., Romashev L.N., Solin N.I., Ustinov V.V. // Appl. Surf. Sci. 2014. Vol. 292. P. 954–957.
- [40] Phaneuf R.J., Hong Y., Horch S., Bennett P.A. // Phys. Rev. Lett. 1997. Vol. 78. N 24. P. 4605–4608.
- [41] Phaneuf R.J., Bennett P.A., Marsi M., Gunther S., Gregoratti L., Casalis L., Kiskinova M. // Surf. Sci. 1999. Vol. 431. P. 232–241.
- [42] Vrijmoeth J., Schins A.G., van der Veen J.F. // Phys. Rev. B. 1989. Vol. 40. N 5. P. 3121–3128.
- [43] Walter S., Blobner F., Krause M., Muller S., Heinz K., Starke U. // J. Phys.: Cond. Matt. 2003. Vol. 15. P. 5207–5221.
- [44] Van den Hoek P.J., Ravenek W., Baerends E.J. // Surf. Sci. 1988. Vol. 205. P. 549–568.
- [45] Oura K., Lifshits V.G., Zotov A.V., Saranin A.A., Katayama M. Surface Science: An Introduction, Springer, Berlin, 2003. 443 c.
- [46] Tung R.T., Poate J.M., Bean J.C., Gibson J.M., Jacobson D.C. // Thin Solid Films. 1982. Vol. 93. P. 77–90.
- [47] Utas O.A., Utas T.V., Kotlyar V.G., Zotov A.V., Saranin A.A., Lifshits V.G. // Surf. Sci. 2005. Vol. 596. P. 53–60.
- [48] Ishibashi K., Furukawa S. // Japan. J. Appl. Phys. 1985. Vol. 24. N 8. P. 912–917.