Исследование роста и электрической проводимости сверхтонких пленок магния на поверхности Si(111), пассивированной висмутом

© Д.А. Цуканов ^{1,2}, С.Г. Азатьян ¹, Н.В. Денисов ¹, М.В. Рыжкова ¹

690090 Владивосток, Россия

E-mail: tsukanov@iacp.dvo.ru

Поступила в Редакцию 23 июня 2025 г. В окончательной редакции 14 августа 2025 г. Принята к публикации 14 августа 2025 г.

Представлены результаты исследования кристаллической структуры, морфологии и электрического сопротивления подложек Si(111) после осаждения магния на предварительно сформированные поверхностные реконструкции $Si(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ -Ві. Для исследования изменений структуры кристаллической решетки и морфологии поверхности использован метод дифракции медленных электронов и сканирующая туннельная микроскопия, а для измерения электрического сопротивления подложек — четырехзондовый метод в условиях *in situ*. Рассмотрено влияние концентрации адсорбированных атомов магния на структурные и электрические свойства пленок. Показана роль поверхностных реконструкций в качестве буферного слоя для последующего роста сверхтонких пленок магния.

Ключевые слова: адсорбция, поверхностная реконструкция, электрическое сопротивление, дифракция медленных электронов, четырехзондовый метод измерения сопротивления подложки.

DOI: 10.61011/FTP.2025.06.61572.7739

1. Введение

В последние десятилетия реконструкции, индуцированные атомами металлов на монокристаллической поверхности подложки Si(111), по-прежнему привлекают широкое внимание из-за большого разнообразия их структурных и электронных свойств, наблюдаемых в этих системах. Но с другой точки зрения очевидно, что и сама реконструированная поверхность является хорошей площадкой для последующего роста сверхтонких пленок, низкоразмерных материалов и наноструктур [1–5], когда механизмы роста таких структур и пленок могут зависеть от того, какая поверхностная реконструкция была предварительно сформирована на подложке.

Одной из конкретных систем, которая является объектом повышенного интереса в последние годы, является поверхностная реконструкция $Si(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ -Ві. Как хорошо известно, эта структура представлена двумя реконструкциями с периодичностью $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ [6], такие как Si(111)- $\alpha\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ -Bi (далее $\alpha\sqrt{3}$ -Bi) с 1/3 монослоя (ML) покрытия висмута (адатомы висмута занимают одиночные позиции Т4 на объемоподобной поверхности Si(111) [7]) и Si(111)- $\beta\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ -Ві (далее $\beta \sqrt{3}$ -Ві) с 1 ML висмута, где атомы висмута организованы в тримеры вблизи позиции Т4 в соответствии с моделью типа "молочный стульчик" (milk-stool model [8,9]). Согласно результатам исследований, полученным с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ), поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Ві в отличие от $\beta\sqrt{3}$ -Ві содержит большую плотность дефектов из-за замещения атомов висмута атомами кремния из подложки [10]

и имеет ненасыщенные оборванные связи, что делает эту поверхность подходящей площадкой для формирования различных наноструктур и сверхтонких пленок путем адсорбции инородных атомов на поверхности. Так, например, было показано, что осаждение $\sim 1.2\,\mathrm{ML}$ алюминия на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Ві при комнатной температуре приводит к формированию трехкомпонентной поверхностной фазы $Si(111)2 \times 2$ -(Bi,Al) [11]. В случае осаждения серебра на поверхность $\alpha \sqrt{3}$ -Ві образуются квазиупорядоченные метастабильные структуры (Bi,Ag)/Si(111) [12]. Напыление 1/3 ML свинца на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Ві с последующим прогревом подложки при 550°C в течение 3 мин приводит к формированию реконструкции Si(111) $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -(Pb,Bi), в электронной структуре которой наблюдается рашбовское расщепление [13]. Несмотря на то что поверхностная фаза $\alpha \sqrt{3}$ -Ві обладает интересными перспективами для роста различных структур, полученных адсорбцией металлов, до сих пор нет систематических исследований, посвященных изучению взаимодействия адсорбированных атомов с этой поверхностью.

В настоящей работе было проведено экспериментальное исследование влияния поверхностных структур $\mathrm{Si}(111))\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ -Ві на последующий рост сверхтонких пленок магния. Для того чтобы оценить влияние первоначальной реконструкции поверхности на поведение второго металла, были выбраны две реконструкции, индуцированные атомами висмута: $\alpha\sqrt{3}$ -Ві и $\beta\sqrt{3}$ -Ві, которые отличаются друг от друга строением решетки и плотностью атомов. В ранних работах [10,14] уже сообщалось о том, что данные поверхности существенно влияют на процессы адсорбции и механизмы ро-

5* 355

¹ Институт автоматики и процессов управления Дальневосточное отделение Российской академии наук, 690041 Владивосток, Россия

² Дальневосточный федеральный университет,

ста адсорбированных материалов. Например, известно, что рост пленок золота на поверхности α - $\sqrt{3}$ -Ві идет по механизму Странски—Крастанова, в то время как на поверхности β - $\sqrt{3}$ -Ві наблюдается механизм роста Волмера—Вебера [10]. В работе [14] было показано, что адсорбция водорода на поверхности Si(111) $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Ві происходит преимущественно на областях с фазой α - $\sqrt{3}$ -Ві, чем на $\beta\sqrt{3}$ -Ві, из-за того, что тримеры висмута, из которых состоит фаза $\beta\sqrt{3}$ -Ві, препятствуют взаимодействию атомов водорода с кремнием.

Для изучения этого вопроса в данной работе использовались дифракция медленных электронов (ДМЭ) и сканирующая туннельная микроскопия (СТМ). Так как хорошо известно, что электрическая проводимость подложек кремния критически зависит от изменений в атомной структуре поверхности и морфологии поверхности [15], мы провели измерения поверхностной электропроводности *in situ* пленок, выращенных на реконструированных поверхностях Bi/Si(111), с использованием четырехзондового метода.

2. Условия эксперимента

Эксперименты проводились в двух отдельных сверхвысоковакуумных (СВВ) камерах с базовым давлением в диапазоне 10^{-10} Торр. Первая СВВ камера, оснащенная методами СТМ и ДМЭ, использовалась для исследования кристаллической структуры и морфологии подложек Si(111) с реконструированной поверхностью до и после адсорбции материала, магния или висмута. Во второй СВВ камере, оборудованной ДМЭ и приставкой для измерения поверхностной проводимости образцов четырехзондовым методом in situ, осуществлялось формирование поверхностных реконструкций и напыление висмута или магния в тех же условиях, что и в первой камере, а также проводились электрические измерения. Измерительная четырехзондовая головка располагается на выдвижном манипуляторе и содержит электрохимически заостренные зонды из вольфрамовой проволоки (толщиной 0.7 мм), прижатые к поверхности отдельными пружинами. Зонды расположены в углах квадрата со сторонами 0.6×0.6 мм. В качестве измерителей использовались прецизионный источник постоянного и переменного тока Keithley 6221 с низким уровнем шума и нановольтметр Keithley 2182A, которые в режиме δ-системы обеспечивают надежную и воспроизводимую характеризацию исследуемых материалов за счет разделения измерений тока и напряжения. Все измерения проводимости проводились в стабильных условиях при комнатной температуре. В случае, если требовался высокотемпературный прогрев подложки, электрические измерения проводились не менее чем через час после проведения процедуры отжига. Результаты каждого измерения выражались в единицах Ом/квадрат (поверхностное сопротивление) и представляли собой усредненное значение электрического сопротивления для различных пар зондов и направлений тока.

Подложки были вырезаны из стандартных пластин Si(111), легированных фосфором (n-типа), с удельным сопротивлением $300-1700\,\mathrm{OM}\cdot\mathrm{cm}$. Размер образцов составлял $12\times2\times0.45\,\mathrm{mm}$ для СТМ исследования и $15\times5\times0.45\,\mathrm{mm}$ — для электрических измерений. Очистка поверхности образцов проводилась сначала путем промывания и очистки в органических растворителях, сушки, а затем образцы помещались в СВВ камеру, где атомарно-чистая поверхность $Si(111)7\times7$ была подготовлена путем вспышки до $1250\,^{\circ}\mathrm{C}$ после предварительной дегазации образца резистивным прогревом при $600\,^{\circ}\mathrm{C}$ в течение нескольких часов. Температура образцов контролировалась инфракрасным пирометром, а при температурах ниже $300\,^{\circ}\mathrm{C}$ измерения температуры проводились с помощью термопары.

Висмут и магний на поверхность подложки напылялись из источников типа ячейки Кнудсена, которые представляли собой дегазированные танталовые трубочки, наполненные соответствующим материалом. Количество осажденного материала определялось в монослоях (ML), 1 ML соответствует поверхностной концентрации атомов, равной $7.83 \cdot 10^{12} \, \text{атомов/см}^2$ для $\mathrm{Si}(111)$. Скорость осаждения висмута была откалибрована путем формирования реконструкции $Si(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ -Ві, в которой фазы $\alpha\sqrt{3}$ -Ві и $\beta\sqrt{3}$ -Ві с 1/3 ML и 1 ML покрытия висмута, соответственно, отличались друг от друга с помощью наблюдений ДМЭ (подробности представлены в работе [6]). Скорость осаждения магния была откалибрована с использованием наблюдений реконструкции поверхности $Si(111)3 \times 1$ -Mg, образующейся после напыления 1/3 ML магния на поверхность $Si(111)7 \times 7$ [16]. Все описанные в работе структуры были созданы путем осаждения магния на поверхности $\alpha \sqrt{3}$ -Ві или $\beta_{\gamma}/3$ -Ві, либо поверхность, где фазы $\alpha_{\gamma}/3$ -Ві и $\beta_{\gamma}/3$ -Ві присутствуют одновременно (смешанная поверхность $\alpha + \beta \sqrt{3}$ -Bi).

Результаты экспериментов и обсуждение

Для того чтобы продемонстрировать влияние поверхности подложки на режимы роста и электропроводность выращенных слоев магния, были использованы две реконструкции поверхности $\mathrm{Si}(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ -Bi: $\alpha\sqrt{3}$ -Bi и $\beta\sqrt{3}$ -Bi. Фаза $\beta\sqrt{3}$ -Bi была приготовлена путем осаждения 1 ML висмута на поверхность $\mathrm{Si}(111)7\times7$, выдержанную при комнатной температуре, с последующим отжигом при $450-500\,^{\circ}\mathrm{C}$, в то время как поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Bi (см. изображение ДМЭ на рис. 1,a) была приготовлена путем отжига образца с реконструкцией поверхности $\beta\sqrt{3}$ -Bi при $\sim600\,^{\circ}\mathrm{C}$, чтобы вызвать десорбцию избыточных атомов Bi. На картинах, полученных с помощью ДМЭ, структуры $\alpha\sqrt{3}$ -Bi и $\beta\sqrt{3}$ -Bi можно уверенно отличить, наблюдая за интенсивностью рефлексов при энергии первичного пучка $\sim80\,\mathrm{эB}$ [6].

Согласно наблюдению дифракционных картин поверхности, осаждение $> 0.6\,\mathrm{ML}$ магния на поверхность

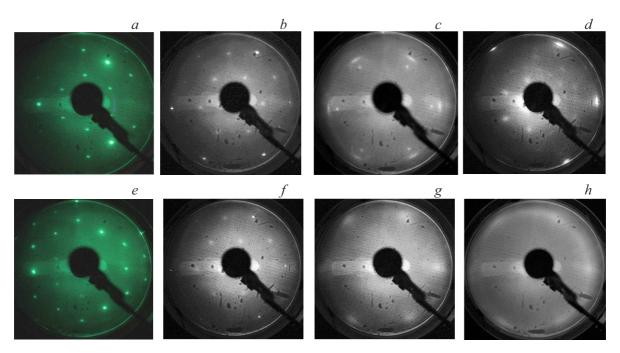


Рис. 1. Картины ДМЭ, зарегистрированные для поверхности $\alpha\sqrt{3}$ -Ві $(75\, {\rm 3B})$ до осаждения магния при комнатной температуре (a) и после него: $b-1.2\,{\rm ML}$ $(40\, {\rm 3B})$, $c-2\,{\rm ML}$ $(70\, {\rm 3B})$ и $d-8\,{\rm ML}$ $(40\, {\rm 3B})$. Поверхность $\beta\sqrt{3}$ -Ві до (e) и после осаждения $1.2\,{\rm ML}$ (f) и $8\,{\rm ML}$ (g) магния. h — поверхность ${\rm Si}(111)7\times7$ после осаждения $8\,{\rm ML}$ магния при комнатной температуре.

 $\alpha\sqrt{3}$ -Ві при комнатной температуре приводит к формированию сверхструктуры 2×2 (рис. 1, b). После дальнейшего напыления магния (примерно при общем покрытии более 2 ML магния) структура 2×2 полностью исчезает и наблюдается симметричная картина ДМЭ (рис. 1, c), что указывает на усредненную картину, составленную из двух регулярных структур: подложки $Si(111)1 \times 1$ и *hc p*-структуры Mg(0001). Сравнивая расстояния между дифракционными пятнами основных рефлексов 1×1 поверхности Si(111) и рефлексов второй hc p-структуры, можно получить постоянную решетки в плоскости пленки, равную 3.24 Å, что близко к значению 3.21 Å для решетки объемного магния Mg(0001) [17]. После осаждения магния от 2.7 до 8 ML на картине ДМЭ наблюдаются рефлексы " 2×2 ", повернутые на 15° относительно направлений Si(111), вместе с основными рефлексами от ${\rm Mg}(0001)$ (рис. 1, d). Необходимо отметить, что эти рефлексы отличаются от рефлексов поверхностной реконструкции $Si(111)2\times 2$ -(Bi,Mg) как по углу поворота, так и по расположению на дифракционной картине.

В случае осаждения магния на поверхность $\beta\sqrt{3}$ -Ві при комнатной температуре наблюдения ДМЭ показали картину 2×2 (рис. 1,f) при покрытии Mg >0.8 ML. Эта картина такая же, как и для случая осаждения магния на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Ві, за исключением того, что на экране дифрактометра наблюдается более сильный фон. По мере увеличения покрытия металла картина ДМЭ реконструкция 2×2 размывается и постепенно исчезает после осаждения >2 ML магния (рис. 1,g), оставляя на картине дифракции только диффузные рефлексы от поверхности Si(1111) 1×1 .

Для сравнения, магний был осажден на атомарночистую поверхность $Si(111)7\times 7$. На начальной стадии осаждения наблюдается диффузная картина ДМЭ 7×7 , подтверждающая неупорядоченную структуру пленки магния. При дальнейшем увеличении покрытия магния до $\sim 8\,\mathrm{ML}$ картина ДМЭ соответствует кристаллической структуре пленки $\mathrm{Mg}(0001)1\times 1$. Известно, что рост пленок магния на поверхности $\mathrm{Si}(111)$ происходит в несколько этапов [18]: на начальной стадии на поверхности подложки формируется пленка аморфного силицида $\mathrm{Mg}_2\mathrm{Si}$, а поверх него растет сначала неупорядоченный слой магния, а при дальнейшем напылении пленка магния формирует объемоподобную решетку $\mathrm{Mg}(0001)$, что и наблюдается в нашем случае.

На рис. 2, a, b показаны полученные с помощью СТМизображения поверхностной фазы $Si(111)2 \times 2$ -(Bi,Mg), образованной осаждением магния на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Bi при комнатной температуре. Фаза 2×2 демонстрирует характерную ячеистую структуру, видимую на обоих изображениях (пустые и заполненные состояния). Более детальный осмотр показывает, что поверхность содержит большое количество дефектов, таких как границы доменов, небольшие кластеры (видимые как яркие пятна) и островки, что, возможно, связано с тем, что исходная поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Bi сама по себе содержит большое количество дефектов из-за конкурирующего процесса замещения атомов висмута атомами кремния, и часть прибывающих на поверхность атомов магния взаимодействует с атомами кремния на поверхности.

Еще одной интересной особенностью является наблюдение в ДМЭ периодичности 2×2 , повернутой на

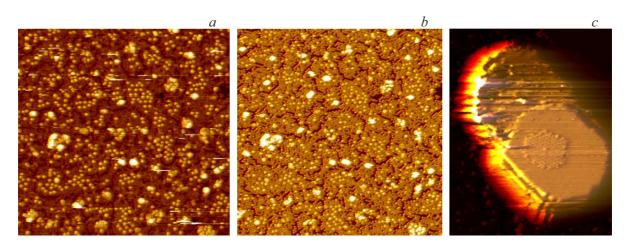


Рис. 2. Картины СТМ $(86 \times 84\,\mathrm{Hm})$ поверхностной реконструкции $\mathrm{Si}(111)2 \times 2$ -(Bi,Mg), полученной путем адсорбции 1.3 ML магния на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Ві при комнатной температуре: $a-V_s=+1.4\,\mathrm{B}$ (пустые состояния) и $b-V_s=-1.4\,\mathrm{B}$ (заполненные состояния). c — картина СТМ $(50 \times 50\,\mathrm{Hm})$ островка со структурой 2×2 -15° на плоскости вершины.

15° после осаждения 2.7 ML магния на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Ві (см. рис. 1, d), которая не наблюдается после напыления магния на поверхность $\beta \sqrt{3}$ -Ві. Однако наблюдения с помощью метода СТМ показывают, что в последнем случае на поверхности видны большие островки ограненной формы. На рис. 2, с показано СТМизображение типичного островка с плоской вершиной, на которой видна область со структурой 2×2 . Видно, что эта структура разориентирована относительно основных кристаллографических направлений подложки Si(111) на угол $\sim 15^\circ$, что подтверждает особенности картины ДМЭ на рис. 1, *d*. Однако из-за того что площадь островков занимает < 5% от площади поверхности подложки, метод ДМЭ в случае для поверхности с магнием, адсорбированным на фазу $\beta \sqrt{3}$ -Ві, отображает картину только от разупорядоченной поверхности кремния. Можно сделать вывод, что выращенная пленка магния содержит структуру 2×2-15°, которая не видна для покрытой Мg подложки $\beta \sqrt{3}$ -Вi из-за слишком малой площади поверхности островков Мд на данной поверхности, но проявляется на дифракционной картине для покрытой Мд подложки $\alpha\sqrt{3}$ -Ві. С другой стороны, структура с периодичностью 2×2 никогда не наблюдалась на поверхности пленок магния, а значит, можно сделать вывод, что данная периодичность является результатом формирования совместной структуры висмута и магния. Как было выявлено ранее [10,14], различие в режиме роста осажденной пленки на образцах $\alpha\sqrt{3}$ -Ві и $\beta\sqrt{3}$ -Ві можно объяснить различной химической активностью этих поверхностей. В то время как поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Ві содержит ненасыщенные оборванные связи, вызванные замещающими атомами Si, поверхность $\beta\sqrt{3}$ -Bi химически более инертна, и, следовательно, адсорбированные атомы магния на такой поверхности обладают высокой подвижностью. В первом случае поверхность имеет большое количество дефектов, на которых адсорбированные атомы магния взаимодействуют с атомами кремния подложки и образуют большое количество центров

зарождения, которые, срастаясь, образуют сплошную пленку, тогда как во втором случае в поверхностной фазе $\beta\sqrt{3}$ -Ві слой висмута более плотный и почти бездефектный, поэтому адсорбированные атомы магния обладают достаточно большой длиной диффузии по поверхности и собираются в раздельно отстоящие друг от друга обособленные островки. Совместный анализ картин ДМЭ и СТМ подтверждает такое поведение для случая адсорбции других элементов, например золота на Ві-пассивированных поверхностях Si(111) [10].

Тенденция формирования совместных упорядоченных структур на Si(111) с участием висмута и магния также наблюдается на поверхности образца и в случаях, если менять как концентрацию обоих элементов, так и температуру подложки. Исследование структуры поверхности с помощью методов ДМЭ и СТМ было проведено на подложке Si(111), покрытой как $\alpha\sqrt{3}$ -Bi, так и $\beta\sqrt{3}$ -Ві фазами вместе (общее покрытие Ві составляет $\sim 0.5 - 0.6\,\mathrm{ML}$). Это позволяет наблюдать, как атомы магния взаимодействуют с покрытыми висмутом областями поверхности, имеющими различную химическую активность. Так, было обнаружено, что если исходная поверхность состоит из смеси структур $\alpha\sqrt{3}$ -Ві и $\beta\sqrt{3}$ -Ві, температура подложки во время осаждения магния влияет на эволюцию структуры поверхности. Первоначально, как и в предыдущих случаях, осаждение > 0.8 ML магния на эту поверхность при КТ приводит к появлению картины ДМЭ 2×2, однако отжиг полученной поверхности при температуре > 100 °C способствует формированию упорядоченной структуры $\sqrt{7} \times \sqrt{3}$ (рис. 3, a, b). Дальнейший отжиг при 200°C приводит к формированию упорядоченной структуры $c(2\sqrt{3}\times4)$ (рис. 3, c, d), которая трансформируется в структуру 2×4 (рис. 3, e) после последующего осаждения $0.1-0.3\,\mathrm{ML}$ Мg на $c(2\sqrt{3}\times 4)$ при комнатной температуре. В случае отжига немного выше 200°C наблюдается реконструкция поверхности со структурой 5×5 (рис. 3, f). Нагрев подложки при 300°C приводит к повторному восста-

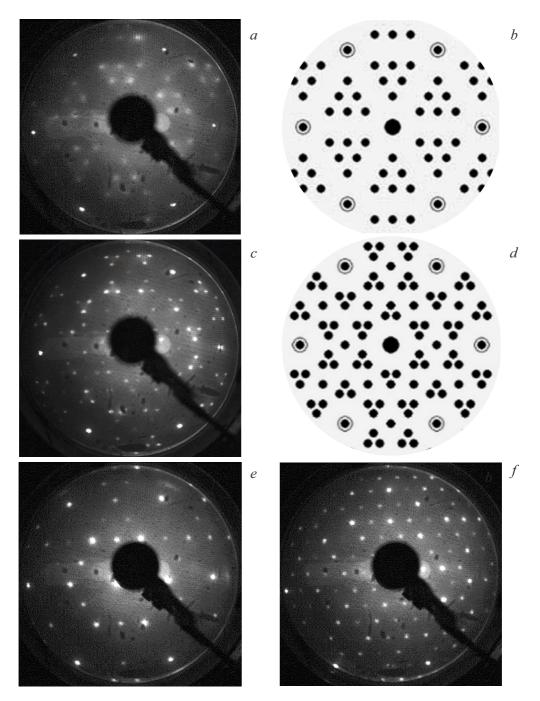


Рис. 3. Картины ДМЭ ($E_p=40$ эВ) для структур (Mg,Bi)/Si(111): a — структура $\sqrt{7}\times\sqrt{3}$ и b — ее схематическое изображение, c — структура $c2\sqrt{3}\times4$ и d — ее схематическое изображение, e — картина ДМЭ 2×4 , f — картина ДМЭ 5×5 . Схематические изображения построены с помощью программы LEEDpat [19].

новлению поверхности с фазой $\alpha\sqrt{3}$ -Ві из-за десорбции магния при данной температуре. Таким образом, повышение температуры подложки от 100 до 300 °С приводит к формированию совместных структур магния и висмута с разной периодичностью: $\sqrt{7}\times\sqrt{3},\ c(2\sqrt{3}\times4),\ 2\times4$ и 5×5 . Такое разнообразие поверхностных структур позволяет довольно четко откалибровать концентрации элементов (висмута и магния) на поверхности Si(111), а также откорректировать температурный режим под-

ложки. При этом, однако, можно отметить, что все эти двумерные структуры оказывают слабое влияние на электрическую проводимость образцов. Так, электрическое сопротивление подложек с реконструкциями (Bi,Mg)/Si(111): 2×2 , $\sqrt{7}\times\sqrt{3}$, $c(2\sqrt{3}\times4)$, 2×4 и 5×5 остается примерно таким же, как и электрическое сопротивление для исходной подложки с поверхностной фазой $\mathrm{Si}(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ -Ві, что связано с полупроводниковым характером электронной структуры данных поверхностей.

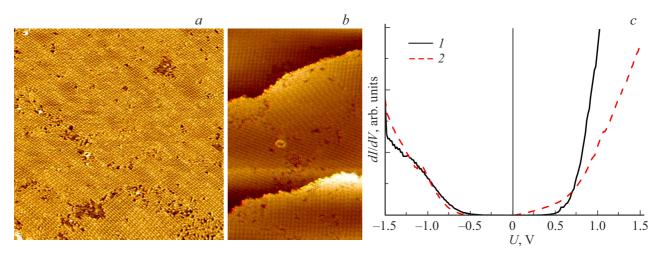


Рис. 4. a — картины CTM поверхностной реконструкции Si(111) $\sqrt{7} \times \sqrt{3}$ -(Bi,Mg) (100 \times 100 нм, $V_s = -1.4$ В, I = 0.8 нА) и b — поверхностной реконструкции Si(111) $2\sqrt{3} \times 4$ -(Bi,Mg) (100 \times 50 нм, $V_s = -1.5$ В, I = 0.8 нА), c — спектр CTC для поверхностей $\beta\sqrt{3}$ -Ві и $\sqrt{7} \times \sqrt{3}$ -Ві,Мg (красный и черный графики соответственно).

Так, на рис. 4, a и b представлены картины СТМ от поверхностных реконструкций $\mathrm{Si}(111)\sqrt{7}\times\sqrt{3}$ -(Bi,Mg) и $\mathrm{Si}(111)c(2\sqrt{3}\times4)$ -(Bi,Mg), которые демонстрируют хорошую упорядоченность поверхности для данных образцов, а на рис. 4, c представлен спектр сканирующей туннельной спектроскопии (СТС) для поверхности $\mathrm{Si}(111)\sqrt{7}\times\sqrt{3}$ -(Bi,Mg) и для сравнения представлен спектр СТС-поверхности $a\sqrt{3}$ -Bi. Видно, что в спектрах присутствует энергетическая щель (запрещенная зона) размером ~ 0.9 и 0.5-0.6 эВ для поверхностей $\sqrt{7}\times\sqrt{3}$ -(Bi,Mg) и $a\sqrt{3}$ -Bi соответственно.

Вместе с тем изменения в морфологии поверхности пленок магния на подложке Bi/Si(111) хорошо проявляются в их электрических свойствах. Для проведения in situ измерений электрического сопротивления подложек четыре вольфрамовых зонда опускались на поверхность образца сразу после осаждения магния при комнатной температуре. На рис. 5 приведены результаты измерений электрического сопротивления пленок магния, выращенных на поверхностях $\alpha\sqrt{3}$ -Ві или $\beta \sqrt{3}$ -Ві, а также на различных реконструкциях поверхности (Mg,Bi)/Si(111), включая $\sqrt{7} \times \sqrt{3}$, $c(2\sqrt{3} \times 4)$, и на поверхности $Si(111)7 \times 7$, приведенной для сравнения. Видно, что исходные поверхности характеризуются низкой проводимостью (высоким сопротивлением), и в зависимости от исходной структуры поверхности сопротивление образца демонстрирует разное поведение после адсорбции магния. Так, в случае напыления магния на поверхность $\beta\sqrt{3}$ -Ві электрическое сопротивление остается практически неизменным, тогда как в случае напыления магния на $\alpha\sqrt{3}$ -Ві сопротивление Rуменьшается в близком соответствии с зависимостью $R \sim 1/\Theta$, где Θ — толщина покрытия адсорбированного материала в ML, соответствующая концентрации адсорбированных атомов, что при коэффициенте прилипания, близком к единице, и послойном (или

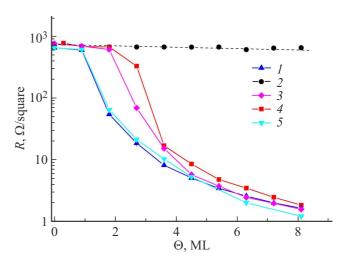


Рис. 5. Электрическое сопротивление образцов кремния после осаждения магния при комнатной температуре на поверхность подложки с реконструкциями $\alpha\sqrt{3}$ -Bi (1), $\beta\sqrt{3}$ -Bi (2), $\sqrt{7}\times\sqrt{3}$ -(Bi,Mg) (3), $c2\sqrt{3}\times4$ -(Bi,Mg) (4). Для сравнения показаны изменения электрического сопротивления образца после напыления магния на поверхность Si $(111)7\times7$ чистого кремния (5).

квазипослойном) механизме роста пленки может соответствовать классическому закону $R \sim 1/d$ для тонких пленок, где d — толщина пленки. Такая зависимость сопротивления от количества адсорбируемого магния говорит о том, что в первом случае мы имеем дело с островковым ростом сверхтонкой пленки, когда формируемая пленка не является сплошной, а состоит из островков, между которыми отсутствует электрический контакт, что подтверждается и наблюдениями картин СТМ. Во втором случае монотонное уменьшение электрического сопротивления с увеличением количества

адсорбируемого магния говорит о том, что рост пленки осуществляется по механизму, близкому к послойному росту. Можно обратить внимание на то, что сопротивление пленок на начальной стадии напыления магния (покрытие от 0 до $1-2\,\mathrm{ML}$) не меняется, что можно объяснить тем, что при данном покрытии поверхностные фазы, формирующиеся в данном диапазоне покрытий, обладают низкой электропроводностью (например, фазы $\sqrt{7} \times \sqrt{3}$ -(Bi,Mg) и $\alpha \sqrt{3}$ -Ві имеют полупроводниковую электронную структуру, см. рис. 4, c), а сплошная пленка магния при этом еще не сформировалась. Однако если доза адсорбированного магния превышает 3-4 ML, то сопротивление такой пленки резко снижается благодаря послойному росту. Более того, это еще говорит и о том, что пленка магния является металлической, потому что наличие буферного слоя в виде фазы $\alpha\sqrt{3}$ -Ві является препятствием для формирования полупроводникового силицида магния, и, соответственно, таким образом, данный метод напыления позволяет на поверхности подложки Si(111) выращивать сверхтонкие слои металлического магния, электропроводность которого можно варьировать в зависимости от его толщины и покрытия висмута в буферном слое.

4. Заключение

В работе был проведен ряд экспериментов по изучению влияния адсорбции магния на кристаллическую структуру и электрическое сопротивление подложек кремния Si(111) с предварительно сформированными на их поверхности реконструкциями $Si(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ -Bi. Обнаружены новые реконструкции в субмонослойной системе (Bi,Mg)/Si(111): 2×2 , $\sqrt{7}\times \sqrt{3}$, $c(2\sqrt{3}\times 4)$, 2×4 и 5×5 , определены условия их формирования. Установлено, что электрическое сопротивление образцов со сверхтонкими пленками магния зависит от того, как атомы адсорбируемого магния взаимодействуют с нижележащей реконструкцией поверхности $\alpha\sqrt{3}$ -Ві или $\beta\sqrt{3}$ -Ві, которая в этом случае играет роль буферного слоя и предотвращает взаимодействие магния с атомами подложки. Показано, что наименьшее электрическое сопротивление демонстрируют пленки магния, осажденные на реконструированную поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Ві, в то время как сопротивление подложки с фазой $\beta\sqrt{3}$ -Ві не изменяется после напыления магния из-за островкового роста пленки.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации FWFW-2021-0002.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] N. Spiridis, J. Korecki. Appl. Surf. Sci., 141, 313 (1999).DOI: 10.1016/S0169-4332(98)00518-2
- [2] N. Nagamura, I. Matsuda, N. Miyata, T. Hirahara, S. Hasegawa, T. Uchihashi. Phys. Rev. Lett., 96, 256801 (2006). DOI: 10.1103/PhysRevLett.96.256801
- [3] T. Uchihashi, C. Ohbuchi, S. Tsukamoto, T. Nakayama. Phys. Rev. Lett., 96, 136104 (2006).
 DOI: 10.1103/PhysRevLett.96.136104
- [4] D.A. Tsukanov, M.V. Ryzhkova, D.V. Gruznev, O.A. Utas, V.G. Kotlyar, A.V. Zotov, A.A. Saranin. Nanotechnology, 19, 245608 (2008). DOI: 10.1088/0957-4484/19/24/245608
- [5] S. Chandola, N. Esser. J. Vac. Sci. Technol. B, 36, 04H103 (2018). DOI: 10.1116/1.5031228
- [6] T. Kuzumaki, T. Shirasawa, S. Mizuno, N. Ueno, H. Tochihara, K. Sakamoto. Surf. Sci., 604, 1044 (2010).DOI: 10.1016/j.susc.2010.03.022
- [7] S. Nakatani, T. Takahashi, Y. Kuwahara, M. Aono. Phys. Rev. B, 52, R8711 (1995). DOI: 10.1103/PhysRevB.52.R8711
- [8] R.H. Miwa, T.M. Schmidt, G.P. Srivastava. J. Phys.: Condens. Matter, 15, 2441 (2003). DOI: 10.1088/0953-8984/15/17/302
- [9] L. Chi, J. Nogami, C.V. Singh. Phys. Rev. B, 103, 075405 (2021). DOI: 10.1103/PhysRevB.103.075405
- [10] D.A. Tsukanov, S.G. Azatyan, M.V. Ryzhkova, E.A. Borisenko, O.A. Utas, A.V. Zotov, A.A. Saranin. Appl. Surf. Sci., 476, 1 (2019). DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.01.063
- [11] N.V. Denisov, A.Yu. Tupchaya, A.N. Mihalyuk, L.V. Bondarenko, O.A. Utas, S.G. Azatyan, A.V. Zotov, A.A. Saranin. Surf. Sci., 677, 291 (2018). DOI: 10.1016/j.susc.2018.08.008
- [12] N.V. Denisov, E.N. Chukurov, Yu.V. Luniakov, O.A. Utas, S.G. Azatyan, A.A. Yakovlev, A.V. Zotov, A.A. Saranin. Surf. Sci., 623, 17 (2014). DOI: 10.1016/j.susc.2014.01.003
- [13] A.N. Mihalyuk, L.V. Bondarenko, A.Y. Tupchaya, T.V. Utas, Y.E. Vekovshinin, D.V. Gruznev, S.V. Eremeev, A.V. Zotov, A.A. Saranin. Phys. Rev. B, 104, 125413 (2021). DOI: 10.1103/PhysRevB.104.125413
- [14] M. Naitoh, H. Shimaya, N. Oishi, F. Shoji, S. Nishigaki. Appl. Surf. Sci., 123, 171 (1998).
 DOI: 10.1016/S0169-4332(97)00509-6
- [15] S. Hasegawa, X. Tong, S. Takeda, N. Sato, T. Nagao. Progr. Surf. Sci., 60, 89 (1999).
 DOI: 10.1016/S0079-6816(99)00008-8
- [16] A. Saranin, A. Zotov, V. Lifshits, M. Katayama, K. Oura. Surf. Sci., 426, 298 (1999). DOI: 10.1016/S0039-6028(99)00283-6
- [17] A.V. Slyshkin, A.Y. Tupchaya, L.V. Bondarenko, D.V. Gruznev, A.N. Mihalyuk, A.V. Zotov, A.A. Saranin. Thin Sol. Films, 754, 139317 (2022). DOI: 10.1016/j.tsf.2022.139317
- [18] D. Lee, G. Lee, S. Kim, C. Hwang, J.-Y. Koo, H. Lee. J. Phys.: Condens. Matter, 19, 266004 (2007).
 DOI: 10.1088/0953-8984/19/26/266004
- [19] Fritz Haber Institute of the Max Planck Society, LEEDpat4 software. https://www.fhi.mpg.de/958975/LEEDpat4

Редактор А.Н. Смирнов

Study of growth and electrical conductivity of ultrathin magnesium films on bismuth-passivated Si(111) surface

D.A. Tsukanov^{1,2}, S.G. Azatyan¹, N.V. Denisov¹, M.V. Ryzhkova¹

¹ Institute of Automatic Control Process,
Far-Eastern Branch of Russian Academy of Sciences,
690041 Vladivostok, Russia
² Far Eastern Federal University,
690090 Vladivostok, Russia

Abstract The results of the study of the crystal structure, morphology and electrical resistance of Si(111) substrates after magnesium deposition on pre-formed surface reconstructions of $Si(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ -Bi are presented. Low-energy electron diffraction and scanning tunneling microscopy were used to study changes in the crystal lattice structure and surface morphology, and the four-probe method was used to measure the electrical resistance of the substrates *in situ*. The effect of the concentration of adsorbed magnesium atoms on the structural and electrical properties of the films is considered. The role of surface reconstructions as a buffer layer for subsequent growth of ultrathin magnesium films is shown.