

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

© Д.А. Цуканов^{1,2}, С.Г. Азатьян¹, Н.В. Денисов¹, М.В. Рыжкова¹

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

² Дальневосточный федеральный университет, 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) $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Bi. 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) $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Bi. 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 моно-слоя (ML) покрытия висмута (атомы висмута занимают одиночные позиции T4 на объемоподобной поверхности Si(111) [7]) и Si(111)- $\beta\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Bi (далее $\beta\sqrt{3}$ -Bi) с 1 ML висмута, где атомы висмута организованы в тримеры вблизи позиции T4 в соответствии с моделью типа „молочный стульчик“ (milk-stool model [8,9]). Согласно результатам исследований, полученным с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ), поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Bi в отличие от $\beta\sqrt{3}$ -Bi 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 ~ 1.2 ML алюминия на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Bi при комнатной температуре приводит к формированию трехкомпонентной поверхностной фазы Si(111) 2×2 -(Bi,Al) [11]. В случае осаждения серебра на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Bi образуются квазиупорядоченные метастабильные структуры (Bi,Ag)/Si(111) [12]. Напыление 1/3 ML свинца на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Bi 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 $\alpha\sqrt{3}$ -Bi 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 Si(111) $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Bi 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: $\alpha\sqrt{3}$ -Bi и $\beta\sqrt{3}$ -Bi, 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-

ста адсорбированных материалов. Например, известно, что рост пленок золота на поверхности $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ идет по механизму Странски–Крастанова, в то время как на поверхности $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$ наблюдается механизм роста Волмера–Вебера [10]. В работе [14] было показано, что адсорбция водорода на поверхности $\text{Si}(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}\text{-Bi}$ происходит преимущественно на областях с фазой $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$, чем на $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$, из-за того, что тримеры висмута, из которых состоит фаза $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$, 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 $\text{Bi}/\text{Si}(111)$, 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 $\text{Si}(111)$ 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 мкм), 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 2182А, которые в режиме δ -системы обеспечивают надежную и воспроизводимую характеристику 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 $\text{Si}(111)$, легированных фосфором (*n*-типа), с удельным сопротивлением 300–1700 Ом·см. Размер образцов составлял $12\times 2\times 0.45$ мм для СТМ исследования и $15\times 5\times 0.45$ мм — 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 $\text{Si}(111)7\times 7$ была подготовлена путем вспышки до 1250 °С после предварительной дегазации образца резистивным прогревом при 600 °С в течение нескольких часов. Температура образцов контролировалась инфракрасным пирометром, а при температурах ниже 300 °С 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 $7.83\cdot 10^{12}$ атомов/см² для $\text{Si}(111)$. Скорость осаждения висмута была откалибрована путем формирования реконструкции $\text{Si}(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}\text{-Bi}$, в которой фазы $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ и $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$ 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 $\text{Si}(111)3\times 1\text{-Mg}$, образующейся после напыления 1/3 ML магния на поверхность $\text{Si}(111)7\times 7$ [16]. Все описанные в работе структуры были созданы путем осаждения магния на поверхности $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ или $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$, либо поверхность, где фазы $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ и $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$ присутствуют одновременно (смешанная поверхность $\alpha + \beta\sqrt{3}\text{-Bi}$).

3. Результаты экспериментов и обсуждение

Для того чтобы продемонстрировать влияние поверхности подложки на режимы роста и электропроводность выращенных слоев магния, были использованы две реконструкции поверхности $\text{Si}(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}\text{-Bi}$: $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ и $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$. Фаза $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$ была приготовлена путем осаждения 1 ML висмута на поверхность $\text{Si}(111)7\times 7$, выдержанную при комнатной температуре, с последующим отжигом при 450–500 °С, в то время как поверхность $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ (см. изображение ДМЭ на рис. 1, а) была приготовлена путем отжига образца с реконструкцией поверхности $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$ при ~ 600 °С, чтобы вызвать десорбцию избыточных атомов Bi. На картинах, полученных с помощью ДМЭ, структуры $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ и $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$ можно уверенно отличить, наблюдая за интенсивностью рефлексов при энергии первичного пучка ~ 80 эВ [6].

Согласно наблюдению дифракционных картин поверхности, осаждение > 0.6 ML магния на поверхность

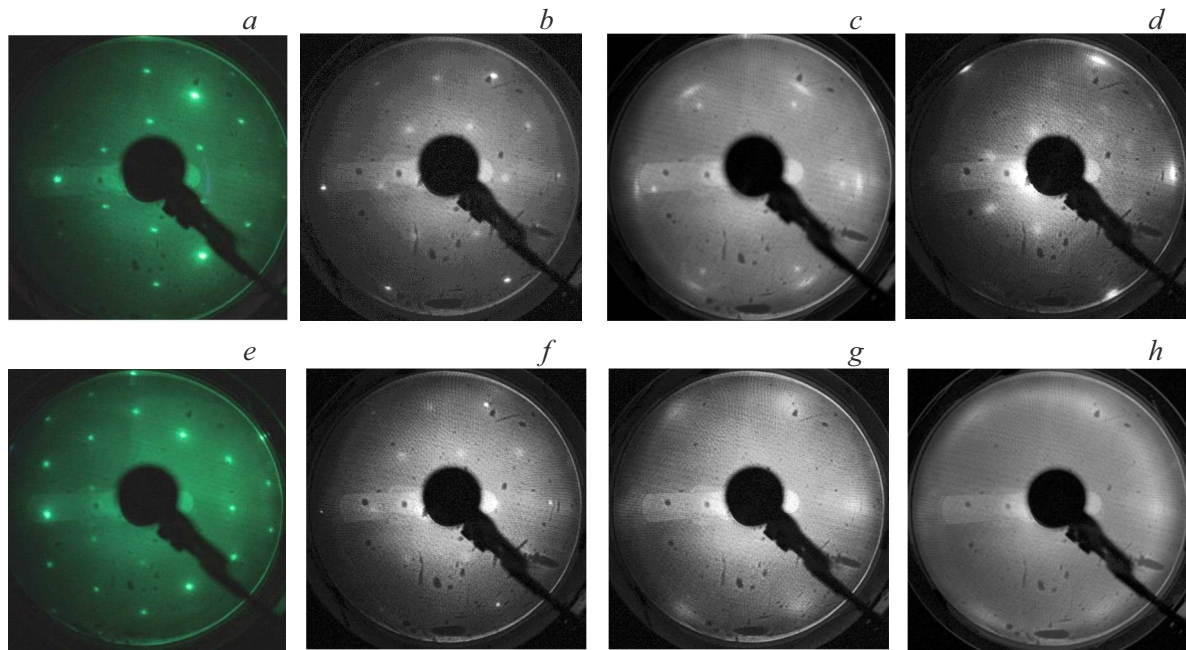


Рис. 1. Картины ДМЭ, зарегистрированные для поверхности $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ (75 эВ) до осаждения магния при комнатной температуре (a) и после него: b – 1.2 ML (40 эВ), c – 2 ML (70 эВ) и d – 8 ML (40 эВ). Поверхность $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$ до (e) и после осаждения 1.2 ML (f) и 8 ML (g) магния.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

$\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ 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)1×1 и *hcp*-структуры Mg(0001). Сравнивая расстояния между дифракционными пятнами основных рефлексов 1×1 поверхности Si(111) и рефлексов второй *hcp*-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 Mg(0001) (рис. 1, d). Необходимо отметить, что эти рефлексы отличаются от рефлексов поверхностной реконструкции Si(111)2×2-(Bi,Mg) как по углу поворота, так и по расположению на дифракционной картине.

В случае осаждения магния на поверхность $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$ 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 $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$, 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(111)1×1.

Для сравнения, магний был осажден на атомарно-чистую поверхность Si(111)7×7. На начальной стадии осаждения наблюдается диффузная картина ДМЭ 7×7, подтверждающая неупорядоченную структуру пленки магния. При дальнейшем увеличении покрытия магния до ~ 8 ML картина ДМЭ соответствует кристаллической структуре пленки Mg(0001)1×1. Известно, что рост пленок магния на поверхности Si(111) происходит в несколько этапов [18]: на начальной стадии на поверхности подложки формируется пленка аморфного силицида Mg₂Si, а поверх него растет сначала неупорядоченный слой магния, а при дальнейшем напылении пленка магния формирует объемоподобную решетку Mg(0001), что и наблюдается в нашем случае.

На рис. 2, a, b показаны полученные с помощью СТМ-изображения поверхностной фазы Si(111)2×2-(Bi,Mg), образованной осаждением магния на поверхность $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ 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 $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ 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

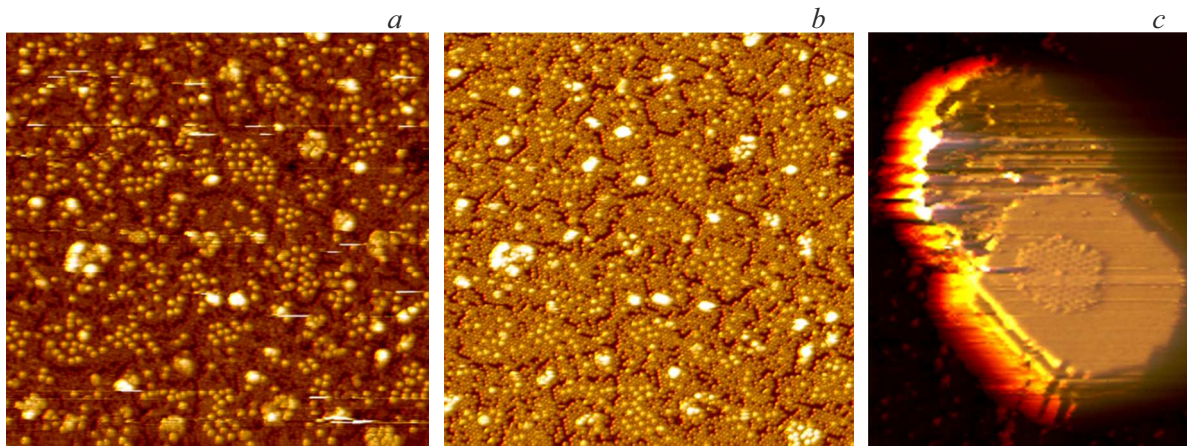


Рис. 2. Картины СТМ (86×84 нм) поверхностной реконструкции $\text{Si}(111)2 \times 2$ -(Bi,Mg), полученной путем адсорбции 1.3 ML магния на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Bi при комнатной температуре: *a* – $V_s = +1.4$ В (пустые состояния) и *b* – $V_s = -1.4$ В (заполненные состояния). *c* — картина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

15° после осаждения 2.7 ML магния на поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Bi (см. рис. 1, *d*), которая не наблюдается после напыления магния на поверхность $\beta\sqrt{3}$ -Bi. Однако наблюдения с помощью метода СТМ показывают, что в последнем случае на поверхности видны большие островки ограниченной формы. На рис. 2, *c* показано СТМ-изображение 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 $\beta\sqrt{3}$ -Bi, отображает картину только от разупорядоченной поверхности кремния. Можно сделать вывод, что выращенная пленка магния содержит структуру 2×2 - 15° , которая не видна для покрытой Mg подложки $\beta\sqrt{3}$ -Bi из-за слишком малой площади поверхности островков Mg на данной поверхности, но проявляется на дифракционной картине для покрытой Mg подложки $\alpha\sqrt{3}$ -Bi. 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 $\alpha\sqrt{3}$ -Bi и $\beta\sqrt{3}$ -Bi можно объяснить различной химической активностью этих поверхностей. В то время как поверхность $\alpha\sqrt{3}$ -Bi 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 $\beta\sqrt{3}$ -Bi слой висмута более плотный и почти бездефектный, поэтому адсорбированные атомы магния обладают достаточно большой длиной диффузии по поверхности и собираются в отдельно отстоящие друг от друга обособленные островки. Совместный анализ картин ДМЭ и СТМ подтверждает такое поведение для случая адсорбции других элементов, например золота на Bi-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 $\beta\sqrt{3}$ -Bi фазами вместе (общее покрытие Bi составляет ~ 0.5 – 0.6 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 $\alpha\sqrt{3}$ -Bi и $\beta\sqrt{3}$ -Bi, 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 $> 100^\circ\text{C}$ способствует формированию упорядоченной структуры $\sqrt{7} \times \sqrt{3}$ (рис. 3, *a, b*). Дальнейший отжиг при 200°C приводит к формированию упорядоченной структуры $c(2\sqrt{3} \times 4)$ (рис. 3, *c, d*), которая трансформируется в структуру 2×4 (рис. 3, *e*) после последующего осаждения 0.1 – 0.3 ML Mg 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-

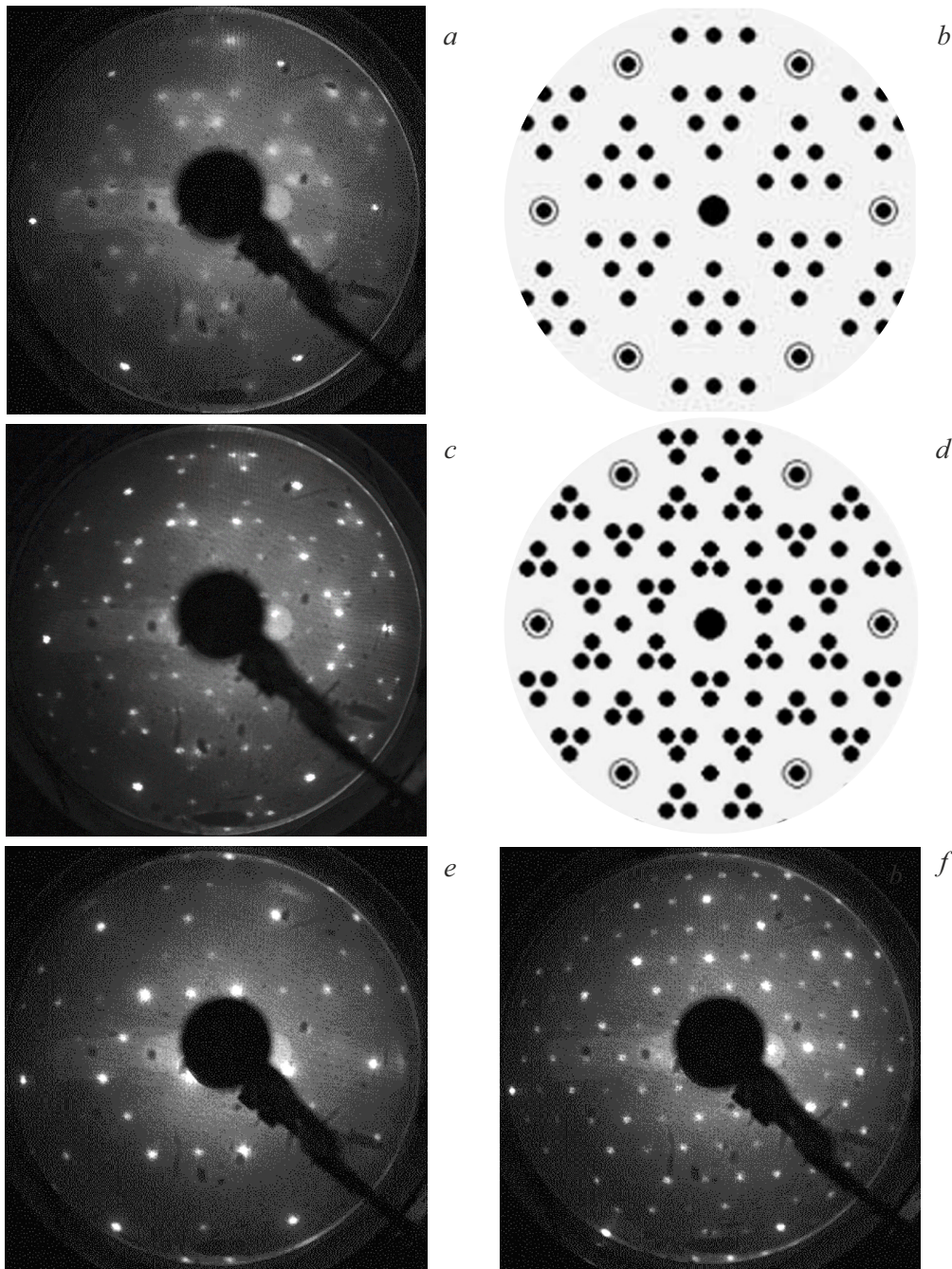


Рис. 3. Картины ДМЭ ($E_p = 40$ эВ) для структур (Mg,Bi)/Si(111): *a* — структура $\sqrt{7} \times \sqrt{3}$ и *b* — ее схематическое изображение, *c* — структура $c2\sqrt{3} \times 4$ и *d* — ее схематическое изображение, *e* — картина ДМЭ 2×4 , *f* — картина ДМЭ 5×5 . Схематические изображения построены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

новлению поверхности с фазой $\alpha\sqrt{3}$ -Bi из-за десорбции магния при данной температуре. Таким образом, повышение температуры подложки от 100 до 300 °C приводит к формированию совместных структур магния и висмута с разной периодичностью: $\sqrt{7} \times \sqrt{3}$, $c(2\sqrt{3} \times 4)$, 2×4 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 , $\sqrt{7} \times \sqrt{3}$, $c(2\sqrt{3} \times 4)$, 2×4 и 5×5 остается примерно таким же, как и электрическое сопротивление для исходной подложки с поверхностной фазой Si(111)- $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Bi, что связано с полупроводниковым характером электронной структуры данных поверхностей.

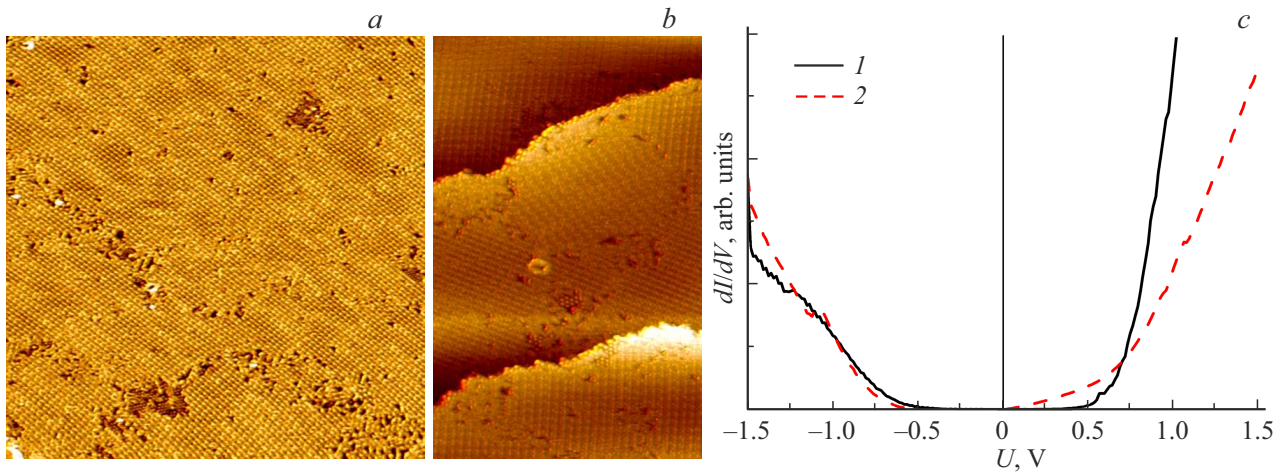


Рис. 4. *a* — картины СТМ поверхностной реконструкции $\text{Si}(111)\sqrt{7}\times\sqrt{3}\text{-(Bi,Mg)}$ ($100\times 100\text{ нм}$, $V_s = -1.4\text{ В}$, $I = 0.8\text{ нА}$) и *b* — поверхностной реконструкции $\text{Si}(111)c(2\sqrt{3}\times 4)\text{-(Bi,Mg)}$ ($100\times 50\text{ нм}$, $V_s =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

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

Вместе с тем изменения в морфологии поверхности пленок магния на подложке $\text{Bi/Si}(111)$ 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 $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ или $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$, а также на различных реконструкциях поверхности $(\text{Mg,Bi})/\text{Si}(111)$, включая $\sqrt{7}\times\sqrt{3}$, $c(2\sqrt{3}\times 4)$, и на поверхности $\text{Si}(111)7\times 7$, 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 $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$ электрическое сопротивление остается практически неизменным, тогда как в случае напыления магния на $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ сопротивление R уменьшается 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

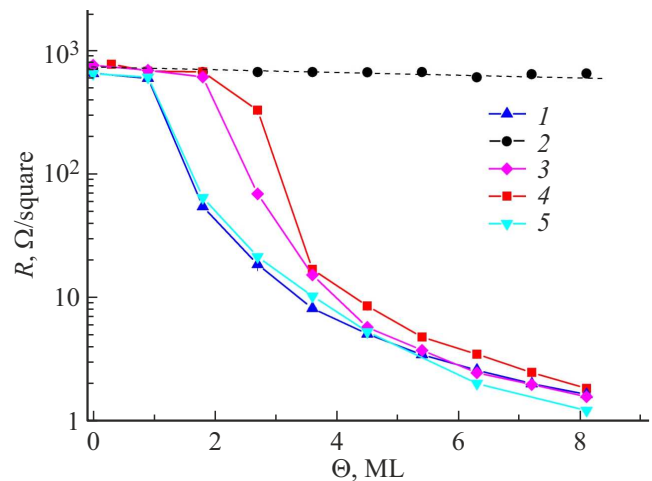


Рис. 5. Электрическое сопротивление образцов кремния после осаждения магния при комнатной температуре на поверхность подложки с реконструкциями $\alpha\sqrt{3}\text{-Bi}$ (1), $\beta\sqrt{3}\text{-Bi}$ (2), $\sqrt{7}\times\sqrt{3}\text{-(Bi,Mg)}$ (3), $c(2\sqrt{3}\times 4)\text{-(Bi,Mg)}$ (4). Для сравнения показаны изменения электрического сопротивления образца после напыления магния на поверхность $\text{Si}(111)7\times 7$ 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 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 $\alpha\sqrt{3}$ -Bi 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 $\alpha\sqrt{3}$ -Bi 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 $\text{Si}(111)\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -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 $\alpha\sqrt{3}$ -Bi или $\beta\sqrt{3}$ -Bi, 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 $\alpha\sqrt{3}$ -Bi, в то время как сопротивление подложки с фазой $\beta\sqrt{3}$ -Bi 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 FFW-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. Tochiwara, 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. Ereemeev, 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.