

ДИФфуЗИЯ СЕРЕБРА ПО ПОВЕРХНОСТЯМ КРЕМНИЯ С АДсорБИРОВАННЫМИ АТОМАМИ ОЛОВА

А. Е. Долбак*, Б. З. Ольшанецкий

*Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук
630090, Новосибирск, Россия*

Поступила в редакцию 8 октября 2014 г.

Методами электронной оже-спектроскопии и дифракции медленных электронов изучена диффузия серебра по поверхностям (111), (100), (110) кремния с предварительно адсорбированными атомами олова. Диффузия наблюдается только на поверхности Si(111)- $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn. Установлен механизм диффузии. Обнаружена зависимость коэффициента диффузии от концентрации диффундирующих атомов. Коэффициент диффузии уменьшается с увеличением концентрации серебра, а энергия активации и предэкспоненциальный фактор возрастают.

DOI: 10.7868/S004445101502011X

1. ВВЕДЕНИЕ

Поверхностная диффузия играет ключевую роль в процессах, протекающих на поверхности, что определяет важность исследований в этом направлении. К настоящему времени получены данные о диффузии некоторых элементов по атомарно-чистым поверхностям монокристаллов [1–9]. В ряде работ [2, 3, 5, 7] была обнаружена зависимость коэффициента диффузии от концентрации диффундирующих атомов. Так, в работе [2] установлена зависимость коэффициента диффузии серебра по поверхности Ge(111) от его концентрации. Обнаружен резкий максимум коэффициента диффузии при покрытии серебром, близком к величине, при которой завершается формирование структуры Ge(111)- 4×2 -Ag. Максимум наблюдается также на зависимостях энергии активации и предэкспоненциального множителя от концентрации Ag. В работе [3] было установлено, что коэффициент диффузии Sb по поверхности Ge(111) уменьшается с ростом концентрации Sb, что связано с изменением предэкспоненциального множителя. При этом энергия активации диффузии остается неизменной. Авторами высказано предположение, что такое поведение вызвано формированием островков, связывающих атомы Sb. В работе [5] плавное уменьшение коэффи-

циента диффузии In по поверхности Ge(111), энергии активации диффузии и предэкспоненциального множителя с ростом концентрации In авторы связывают с изменением механизма диффузии: при низких концентрациях доминирует образование пар адатом–вакансия, а при высоких — скачковый механизм. На всех зависимостях наблюдается максимум, который связывается с фазовым переходом. Коэффициент диффузии диспрозия по поверхности Mo(112) с ростом его концентрации уменьшается [7]. Подобным же образом ведут себя энергия активации и предэкспоненциальный множитель. При дальнейшем увеличении концентрации диспрозия параметры диффузии сильно связаны с изменениями фазового состояния поверхности.

Добавление на поверхность атомов поверхностно-активного вещества может существенно изменить такие параметры исследуемого вещества, как коэффициенты диффузии, десорбции, поверхностной сегрегации и др., что в результате приводит, например, к изменению механизма роста. Такие вещества также называют сурфактантами, они широко используются при создании тонких пленок, формировании наноструктур на поверхностях кремния [10–16]. Использование углерода в качестве сурфактанта на поверхности Si(100) приводит к уменьшению коэффициента диффузии Ge на четыре порядка с ростом концентрации углерода [17]. Адсорбция Sr подавляет диффузию Li по поверхности W(112) [18]. При использовании в качестве сур-

*E-mail: dolbak@isp.nsc.ru

фактантов элементов III и IV групп наблюдается рост трехмерных островков Ge и Si на поверхности Si(111) [19]. Это объясняется увеличением подвижности атомов Ge. Ранее нами было установлено, что коэффициенты диффузии Ge по поверхности Si(111)- $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn на несколько порядков больше, чем по чистой поверхности [20]. Кроме того, на всех трех сингулярных поверхностях кремния атомы Sn формируют поверхностные структуры, коэффициенты диффузии атомов Sn по которым много больше, чем по чистой поверхности [21]. Возможно, что коэффициенты диффузии атомов других элементов по индуцированным оловом поверхностным структурам также будут выше, чем по чистым поверхностям кремния.

Благодаря резкой границе раздела Ag-Si серебро может использоваться при создании барьеров Шоттки и омических контактов. Ранее нами была исследована диффузия Ag по атомарно-чистым поверхностям кремния (111), (100) и (110) [22]. Данные о диффузии серебра по поверхностям Si с предварительно адсорбированным Sn в литературе отсутствуют.

Данная работа посвящена исследованию диффузии массопереноса атомов Ag по атомарно-чистым поверхностям кремния с предварительно осажденными атомами Sn. Целью ее было установление механизмов диффузии и температурных зависимостей коэффициентов диффузии.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Эксперименты проводились на установке LAS-2000 (Riber) на образцах кремния (111), (100) и (110) *p*-типа с сопротивлением 5–10 Ом·см и размерами $22 \times 5 \times 0.3$ мм³. Очистка поверхности происходила посредством отжига образцов сначала при температуре 600 °C в течение нескольких часов, а затем в течение 1–2 мин при 1200 °C. Нагрев образцов осуществлялся пропусканием переменного тока. Температура образцов измерялась с помощью оптического пирометра. Структура поверхности контролировалась методом дифракции медленных электронов (ДМЭ), а состав поверхности — с помощью электронной оже-спектроскопии (ЭОС). Использовались пики Si *LVV* (92 эВ), Ag *MNN* (351 эВ) и Sn *MNN* (430 эВ). Диаметр первичного пучка электронов в оже-спектрометре был около 15 мкм, энергия первичных электронов составляла 3 кэВ. Диаметр первичного пучка в системе ДМЭ имел величину порядка 0.8 мм. Чувствительность ЭОС по Si и Sn была лучше 1 ат.%, а по Ag — 0.1 ат. %.

Концентрации рассчитывались исходя из модели однородного распределения элементов с использованием коэффициентов элементной чувствительности, взятых из работы [23]. При расчете концентрации Ag по пику Ag *MNN* (351 эВ) учитывалось влияние оже-пика Sn *MNN* (367 эВ), измеренного при этой же энергии в отсутствие серебра.

Источником атомов Ag при исследовании диффузии служила полоска серебра с резкой границей, осажденная на поверхность кремния с предварительно адсорбированными атомами Sn. Толщина полосок была не менее 10 МС (МС — монослой), скорость осаждения серебра — около 0.3 МС/мин при давлении $(2-4) \cdot 10^{-8}$ Па. Калибровка потока Ag осуществлялась по излому на зависимости величины оже-сигнала Ag от концентрации атомов Ag, осажденных на атомарно-чистую поверхность Si(111), нагретую до 400 °C [24]. Излом связан с завершением формирования структуры Si(111)- $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Ag при покрытии в 1 МС и последующим ростом островков. Концентрация примесей в Ag не превышала 10^{-2} ат. %.

Калибровка скорости напыления Sn осуществлялась путем измерения времени, необходимого для формирования поверхностной структуры Si(111)- $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn. Формирование этой структуры происходит по достижении концентрации Sn около 1 МС после прогрева до 650 °C [25, 26]. При меньших концентрациях на поверхности наблюдаются структуры γ - $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn и α - $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn, формирующиеся при адсорбции Sn в количестве соответственно 1/6 и 1/3 МС [27]. Структура $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn испытывает обратимый переход при температуре 190 °C [28]. При температурах образца выше 190 °C на дифракционных картинах видны рефлексы только целых порядков. В то же время структура α - $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn существует до температуры 860 °C. Если концентрация атомов Sn не достаточна для того, чтобы полностью сформировалась структура $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn, то во время отжига при температуре выше 190 °C на дифракционных картинах будут видны рефлексы от структуры α - $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn с меньшим содержанием олова. Поэтому формирование структуры $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn осуществлялось путем осаждения минимального количества олова, при котором в процессе отжига образца до температур выше 190 °C на поверхности не наблюдалась структура α - $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn. Скорость осаждения олова была около 0.3 МС/мин при давлении $(3-4) \cdot 10^{-8}$ Па. Концентрация примесей в Sn не превышала 10^{-3} ат. %.

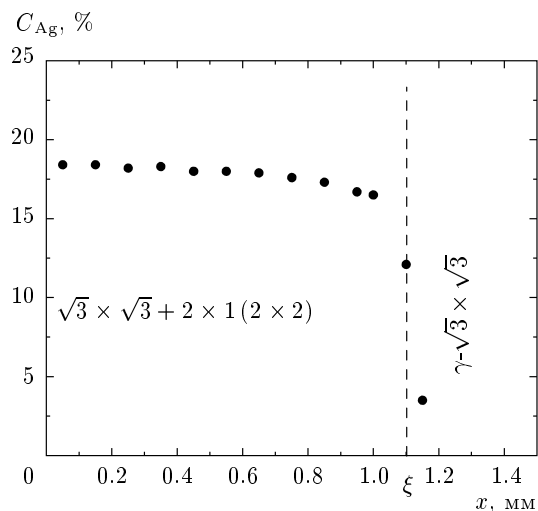


Рис. 1. Распределение концентрации $C_{Ag}(x)$ на поверхности Si(111)- $\gamma\text{-}\sqrt{3} \times \sqrt{3}\text{-Sn}$ после отжига при 450°C в течение 160 мин

3. РЕЗУЛЬТАТЫ

Нами изучено влияние индуцированных оловом структур на диффузию Ag по поверхности Si(111). На рис. 1 представлено типичное распределение концентрации $C_{Ag}(x)$ (x — расстояние от источника), полученное на поверхности со структурой $\gamma\text{-}\sqrt{3} \times \sqrt{3}$. На поверхности со структурой $\alpha\text{-}\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ получают аналогичные распределения. Все эти распределения имеют резкую границу, а их форма указывает на то, что диффузия Ag по этим поверхностям протекает по механизму твердофазного растекания, так же как и по чистой поверхности [22]. Коэффициенты диффузии рассчитывались с помощью выражения

$$D = \xi^2/2t, \tag{1}$$

где ξ — расстояние от края источника до фронта распределения, t — время отжига. Полученные величины несколько меньше соответствующей величины для чистой поверхности (рис. 2). Коэффициент диффузии серебра выше по поверхности $\gamma\text{-}\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ с меньшим содержанием Sn. Вне зависимости от структуры исходной поверхности, на поверхности, занятой распределением $C_{Ag}(x)$, наблюдается структура $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$. Соотношение интенсивностей рефлексов на дифракционных картинах от этой структуры отличается от соотношения интенсивностей рефлексов от структур $\gamma\text{-}\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ и $\alpha\text{-}\sqrt{3} \times \sqrt{3}$. По-видимому, это та же структура $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$, которая наблюдается на чистой поверхности Si с адсорбированным Ag. Одновременно со структурой $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$

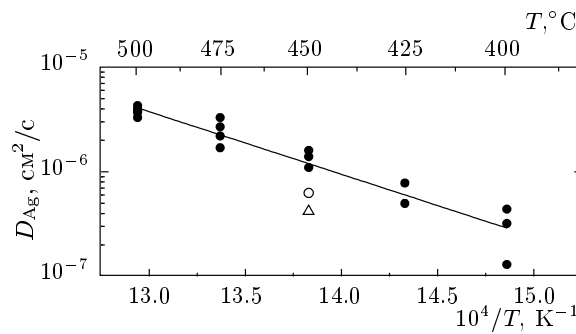


Рис. 2. Зависимости коэффициента диффузии серебра от структуры поверхности Si(111): \bullet — $\sqrt{3} \times \sqrt{3}\text{-Ag}$ [22]; \circ — $\gamma\text{-}\sqrt{3} \times \sqrt{3}\text{-Sn}$; Δ — $\alpha\text{-}\sqrt{3} \times \sqrt{3}\text{-Sn}$

существует структура 2×1 (или 2×2). Интенсивности рефлексов от структуры 2×1 (или 2×2) слабее, чем от структуры $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$. Совпадение формы распределений $C_{Ag}(x, t)$ и структур, формирующихся на поверхностях, занятых распределениями, а также небольшие различия в величинах коэффициентов диффузии позволяют предположить, что перенос Ag по поверхностям со структурами $\gamma\text{-}\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ и $\alpha\text{-}\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ происходит так же, как на чистой поверхности по механизму твердофазного растекания, т. е. путем формирования поверхностной структуры $\sqrt{3} \times \sqrt{3}\text{-Ag}$ и диффузии по ней.

На поверхности Si(111)- $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}\text{-Sn}$ диффузия Ag не приводит к изменению исходной структуры. При этом формируются концентрационные распределения $C_{Ag}(x, t)$, одно из которых представлено на рис. 3. Распределения наблюдались в диапазоне температур $325\text{--}500^\circ\text{C}$. В рассматриваемом диапазоне температур влияние десорбции Ag на форму распределения не существенно. Диффузия атомов серебра в объем кремния во время отжига незначительна, так как растворимость его в кремнии мала [29] и поэтому не оказывает заметного влияния на распределения. Источник Ag является источником постоянной мощности, так как концентрация атомов Ag у края источника не зависит от времени отжига. Форма распределения характерна для диффузии, протекающей по механизму случайного блуждания. В отсутствие взаимодействия диффундирующих атомов друг с другом, десорбции и оттока в объем такие распределения описываются выражением

$$C(x, t) = C_0 \operatorname{erfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right), \tag{2}$$

где C_0 — концентрация атомов при $x = 0$. С помощью этого выражения был рассчитан средний коэф-

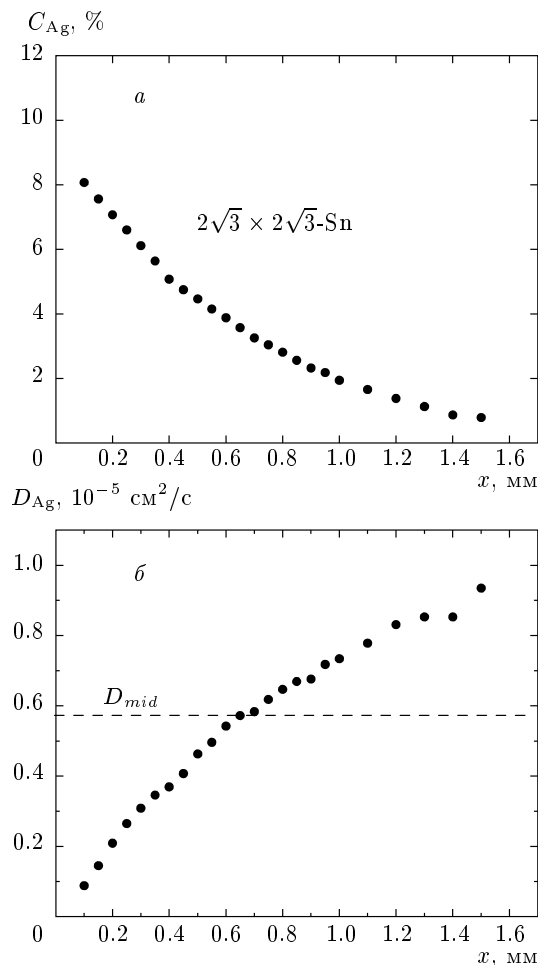


Рис. 3. а) Распределение концентрации $C_{Ag}(x)$ на поверхности $\text{Si}(111)\text{-}2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}\text{-Sn}$ после отжига при 500°C в течение 6 мин. б) Коэффициенты диффузии Ag по поверхности $\text{Si}(111)\text{-}2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}\text{-Sn}$ для точек x распределения $C_{Ag}(x)$, рассчитанные с помощью выражения (2)

коэффициент диффузии по всем точкам распределения (рис. 3а). Величины коэффициентов диффузии, рассчитанные по точкам распределения, не лежат вблизи среднего значения, а возрастают с уменьшением концентрации атомов Ag (рис. 3б), т. е. можно предположить, что имеется зависимость коэффициента диффузии атомов Ag от их концентрации.

Расчет коэффициента диффузии как функции концентрации осуществляется по методу Больцмана–Матано [30]. Для граничных условий

$$C(0, t) = C_0, \quad C(\infty, t) = 0 \quad (3)$$

коэффициент диффузии описывается выражением

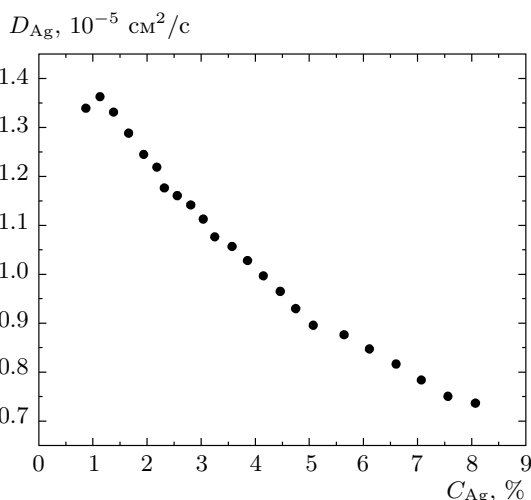


Рис. 4. Зависимость коэффициента диффузии Ag по поверхности $\text{Si}(111)\text{-}2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}\text{-Sn}$ от концентрации Ag для распределения $C_{Ag}(x)$, представленного на рис. 3а, рассчитанная с помощью выражения (4)

$$D(C) = -\frac{1}{2} \frac{d\lambda}{dC} \int_0^C \lambda dC, \quad (4)$$

где $\lambda = x/\sqrt{t}$. Применяя интерполяцию кривой $C(\lambda)$ в область малых концентраций функцией erfc , получаем зависимость $D_{Ag}(C)$. На рис. 4 представлена зависимость $D_{Ag}(C)$, рассчитанная по распределению, приведенному на рис. 3а.

Зависимость коэффициента диффузии от концентрации наблюдается во всем диапазоне температур отжига. На рис. 5 представлены зависимости $D_{Ag}(C)$, полученные при температурах отжига соответственно 500°C и 425°C .

Используя коэффициенты диффузии атомов серебра для их концентраций 0.85%, 3.5% и 6.5%, взятые из зависимостей $D_{Ag}(C)$, полученных при температурах отжига $325\text{--}500^\circ\text{C}$, были построены три зависимости $D_{Ag}(T)$ (рис. 6), которые описываются следующими выражениями:

$$D_{0.85\text{Ag}} [\text{cm}^2/\text{c}] = (68 \pm 7) \exp(-1.03 \pm 0.11 \text{ эВ}/kT),$$

$$D_{3.5\text{Ag}} [\text{cm}^2/\text{c}] = (180 \pm 8) \exp(-1.11 \pm 0.13 \text{ эВ}/kT),$$

$$D_{6.5\text{Ag}} [\text{cm}^2/\text{c}] = (370 \pm 15) \exp(-1.19 \pm 0.16 \text{ эВ}/kT).$$

Аппроксимация температурных зависимостей коэффициента диффузии для других концентраций серебра показывает, что с ростом концентрации Ag возрастает как энергия активации, так и предэкспоненциальный множитель.

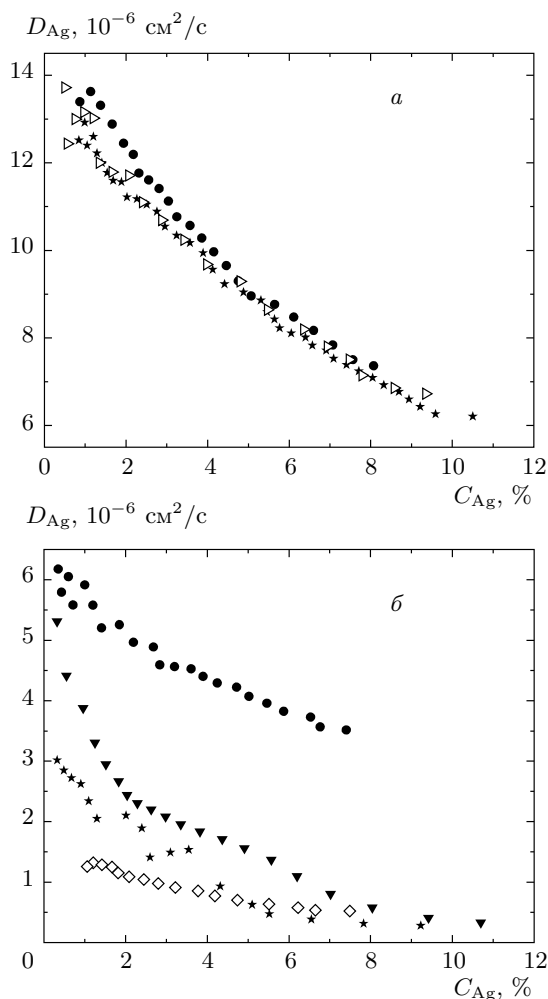


Рис. 5. Зависимости коэффициента диффузии Ag по поверхности $\text{Si}(111)-2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}\text{-Sn}$ от концентрации атомов Ag для температур отжига 500°C (а) и 425°C (б), рассчитанные с помощью выражения (4)

Прогрев постоянным током приводит к изменению распределений $C_{\text{Ag}}(x)$, которые формируются после отжига переменным током. Если направление протекания тока совпадает с направлением распространения атомов серебра, то происходит изменение формы и длины распределения $C_{\text{Ag}}(x)$. При противоположном направлении тока зависимость $C_{\text{Ag}}(x)$ остается неизменной. На рис. 7 представлены распределения $C_{\text{Ag}}(x)$, полученные на одном и том же образце после отжига переменным, а затем постоянным током. После отжига постоянным током форма распределения подобна распределениям, образующимся при диффузии по механизму твердофазного растекания. Такие распределения могут получаться

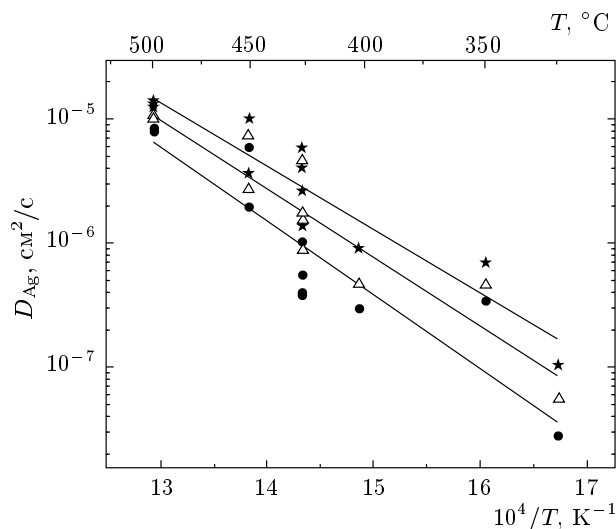


Рис. 6. Зависимости коэффициента диффузии Ag по поверхности $\text{Si}(111)-2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}\text{-Sn}$ от температуры отжига для $C_{\text{Ag}} = 0.85\%$ (*), 3.5% (Δ), 6.5% (●)

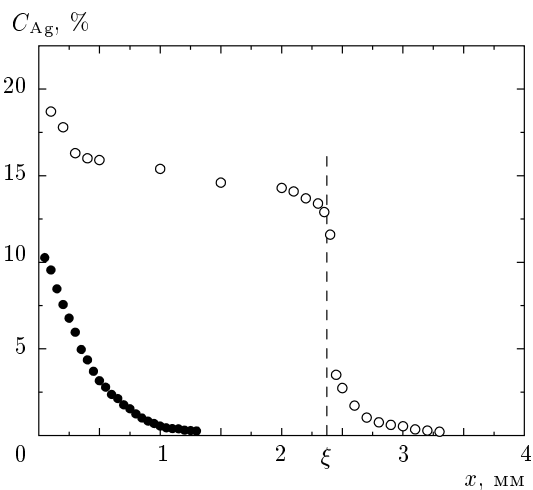


Рис. 7. Распределения концентрации $C_{\text{Ag}}(x)$ на поверхности $\text{Si}(111)-2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}\text{-Sn}$ после отжига при 500°C в течение 6 мин переменным током (●) и затем в течение 60 мин постоянным током (○)

в том случае, когда на поверхности образуется новая структура. Распространение атомов серебра по ней происходит быстрее, чем по исходной поверхности. На участке поверхности от края источника Ag ($x = 0$) до фронта распределения ($x = \xi$) наблюдаются дифракционные картины, на которых видны те же рефлексы, что и от структуры $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}\text{-Sn}$, но распределение интенсивностей рефлексов различается.

Такая ситуация возможна в двух случаях. Первый — когда размеры элементарных ячеек структур одинаковы, а структурные факторы разные. Второй — когда на поверхности помимо структуры $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ существуют другие структуры, положения рефлексов от которых совпадают с положениями рефлексов от структуры $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$. По соотношению интенсивностей рефлексов на дифракционных картинах можно предположить, что на поверхности существуют структуры $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$, $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ и, возможно, 2×1 (2×2). На этом же участке поверхности рассчитанная концентрация атомов Sn меньше их концентрации за фронтом распределения ($x > \xi$) более чем в два раза. Формирование наблюдаемых распределений можно объяснить следующим образом. Под действием постоянного тока происходит перенос части атомов Sn структуры $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn так же, как это происходит при воздействии постоянным током на распределения концентраций атомов Sn на чистой поверхности Si(111) [21]. Это приводит к разрушению структуры $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn и образованию структуры $\alpha\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn с меньшей концентрацией атомов Sn вблизи края полоски Ag. Формирование структуры $\alpha\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn позволяет распространяться серебру по механизму твердофазного растекания, как это описано в начале раздела. Тем не менее на дифракционных картинах от поверхности, занятой распределением $C_{Ag}(x)$, остаются рефлексы от структуры $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn, что, по-видимому, связано с тем, что эта структура частично сохраняется.

Таким образом, из трех структур, $\gamma\sqrt{3} \times \sqrt{3}$, $\alpha\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ и $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$, формирующихся на поверхности Si(111) под воздействием Sn только структура $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn способствует увеличению подвижности атомов Ag по сравнению с тем, что наблюдается на чистой поверхности. На поверхностях Si(100) и Si(110) также формируются поверхностные структуры соответственно

$$5 \times 1\text{-Sn} \quad \text{и} \quad \begin{pmatrix} 3 & 3 \\ 2 & 1 \end{pmatrix}\text{-Sn},$$

коэффициенты диффузии Sn по которым выше, чем по чистым поверхностям [21]. Мы не смогли зафиксировать наличие диффузии Ag ни по одной из этих поверхностей. В то же время на чистой поверхности Si(110) нами наблюдалась диффузия Ag [22]. Поэтому структура $\begin{pmatrix} 3 & 3 \\ 2 & 1 \end{pmatrix}$ -Sn не только не приводит к увеличению подвижности атомов Ag, но и подавляет ее.

4. ВЫВОДЫ

Диффузия Ag по поверхности со структурой Si(111)- $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn протекает по механизму случайного блуждания. Установлено, что коэффициент диффузии атомов Ag по такой поверхности зависит от их концентрации. Зависимости коэффициентов диффузии серебра по поверхности со структурой Si(111)- $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn от концентрации рассчитаны для диапазона температур отжига 325–500 °C. На основе полученных температурных зависимостей коэффициента диффузии атомов Ag для разных их концентраций установлено, что с ростом концентрации Ag энергия активации и предэкспоненциальный множитель возрастают. Диффузия Ag по поверхности Si(111) со структурами $\gamma\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn и $\alpha\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn происходит по механизму твердофазного растекания, так же как и по чистой поверхности. Коэффициенты диффузии Ag по этим поверхностям близки к тем, что получены для чистой поверхности. Отжиг кремния постоянным током, направление протекания которого совпадает с направлением распространения распределения Ag, приводит к изменению механизма диффузии со случайного блуждания на твердофазное растекание.

Диффузия Ag по поверхностным структурам Si(100)- 5×1 -Sn и Si(110)- $\begin{pmatrix} 3 & 3 \\ 2 & 1 \end{pmatrix}$ -Sn в наших экспериментах не наблюдалась.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 13-02-00201).

ЛИТЕРАТУРА

1. Ю. Л. Гаврилюк, В. Г. Лифшиц, Поверхность **4**, 82 (1983).
2. E. Suliga and M. Henzler, J. Phys. C **16**, 1543 (1983).
3. K. A. Schultz and E. G. Seebaue, J. Chem. Phys. **97**, 6958 (1992).
4. R. H. Milne, M. Azim, R. Persaud et al., Phys. Rev. Lett. **73**, 1396 (1994).
5. I. I. Suni and E. G. Seebauer, J. Chem. Phys. **100**, 6772 (1994).
6. C. E. Allen, R. Ditchfield, and E. G. Seebauer, Phys. Rev. B **55**, 13304 (1997).
7. A. T. Loburets, A. G. Naumovets, and Yu. S. Vedula, Surf. Sci. **399**, 297 (1998).

8. A. E. Dolbak, R. A. Zhachuk, and B. Z. Olshanetsky, *Central Europ. J. Phys.* **2**, 254 (2004).
9. A. E. Dolbak and B. Z. Olshanetsky, *Central Europ. J. Phys.* **4**, 310 (2006).
10. A. A. Tonkikh, N. D. Zakharov, A. V. Novikov et al., *Thin Solid Films* **520**, 3322 (2012).
11. S. M. Amir, M. Gupta, S. Potdar et al., *J. Appl. Phys.* **114**, 024307 (2013).
12. I. Berbezier, A. Ronda, A. Portavoce et al., *Appl. Phys. Lett.* **83**, 4833 (2003).
13. K. N. Romanyuk, A. A. Shklyaeв, and B. Z. Olshanetsky, *Surf. Sci.* **617**, 68 (2013).
14. S. Korte, K. Romanyuk, B. Schnitzler et al., *Phys. Rev. Lett.* **108**, 116101 (2012).
15. K. Romanyuk, J. Myslivecek, V. Cherepanov et al., *Phys. Rev. B* **75**, 241309 (2007).
16. K. Romanyuk, J. Brona, and B. Voigtlaender, *Phys. Rev. Lett.* **103**, 096101 (2009).
17. G. M. Vanacore, M. Zani, G. Isella et al., *Phys. Rev. B* **82**, 125456 (2010).
18. A. T. Loburets, S. A. Zaika, and A. G. Naumovets, *Ukr. J. Phys.* **57**, 661 (2012).
19. B. Voigtlander, A. Zinner, T. Veber et al., *Phys. Rev. B* **51**, 7583 (1995).
20. A. E. Dolbak and B. Z. Olshanetsky, *Central Europ. J. Phys.* **6**, 634 (2008).
21. А. Е Долбак, Б. З. Ольшанецкий, *ФТТ* **52**, 1215 (2010).
22. А. Е Долбак, Б. З. Ольшанецкий, *ЖЭТФ* **143**, 1105 (2013).
23. P. W. Palmberg, G. E. Riach, R. E. Weber et al., *Handbook of Auger Electron Spectroscopy*, Phys. Electr. Ind., Minnesota (1976).
24. G. Le Lay, M. Manneville, and R. Kern, *Surf. Sci.* **72**, 405 (1978).
25. T. Ichikawa, *Surf. Sci.* **140**, 37 (1984).
26. C. Tornevik, M. Gothelid, M. Hammar et al., *Surf. Sci.* **314**, 179 (1994).
27. Y. Sugimoto, P. Pou, O. Custance et al., *Phys. Rev. B* **73**, 205329 (2006).
28. P. E. J. Eriksson, J. R. Osiecki, K. Sakamoto et al., *Phys. Rev. B* **81**, 235410 (2010).
29. Б. И. Болтакс, С. Ши-инь, *ФТТ* **2**, 2677 (1961).
30. J. Crank, *The Mathematics of Diffusion*, Clarendon, Oxford (1975), p. 104.