



Оригинальные статьи

Научная статья

УДК 538.9

<https://doi.org/10.17308/kcmf.2026.28/13555>

Научная специальность ВАК – 1.3.8. Физика конденсированного состояния

О формировании метастабильной фазы Ag_2Si в пленке Ag-Si , полученной ионно-лучевым распылением

К. А. Барков¹✉, В. В. Бабаков¹, Г. П. Потуданский¹, С. А. Ивков¹, Я. А. Пешков¹,
И. В. Польшин¹, Е. С. Керсновский¹, С. Ю. Хыдырова², К. М. Моисеев², И. Е. Занин¹,
А. К. Пелагина¹, Н. С. Буйлов¹, Tran Van Tu³, А. Е. Никонов⁴, А. В. Ситников⁴

¹ФГБОУ ВО «Воронежский государственный университет»,
Университетская пл., 1, Воронеж 394018, Российская Федерация

²ФГБОУ ВО «Московский государственный технический университет имени Н. Э. Баумана (национальный исследовательский университет)»,
2-я Бауманская ул., д.5, стр.1, Москва 105005, Российская Федерация

³University of Medicine and Pharmacy at Ho Chi Minh city,
217 Hong Bang Street, Wars 11, District 5, HCMC, Viet Nam

⁴ФГБОУ ВО «Воронежский государственный технический университет»,
ул. 20-летия Октября, 84, Воронеж 394006, Российская Федерация

Аннотация

Цель статьи: Нанокompозитные пленки на основе соединения Ag-Si находят применение во многих областях науки и технологий. Однако процесс их изготовления может сопровождаться образованием силицидов и метастабильных фаз. В связи с чем возникает задача развития методов их идентификации. В данной работе мы попытались решить эту задачу с применением методов рентгеновской дифракции, ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии и теоретических расчетов плотности электронных состояний для пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, полученной методом ионно-лучевого распыления составной мишени.

Экспериментальная часть: В результате комплексных исследований выявлена наногранулированная структура пленки со средним размером частиц серебра ~15 нм, разделенных матрицей на основе фаз аморфного кремния $a\text{-Si}$, SiO_2 и субоксида $\text{SiO}_{1.3}$, а также фазы силицида серебра. Сравнение экспериментального рентгеновского эмиссионного $\text{Si } L_{2,3}$ -спектра пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ с теоретически рассчитанными спектрами фаз AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si показывает наилучшее согласие со спектром фазы Ag_2Si . Более того, фаза Ag_2Si была обнаружена в работах других авторов.

Выводы: Таким образом, на основе данных рентгеновской дифракции, рентгеновской эмиссионной спектроскопии, а также теоретических расчетов плотности электронных состояний, установлено, что в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, полученной ионно-лучевым распылением формируется метастабильная фаза Ag_2Si .

Ключевые слова: метастабильные фазы на основе Ag-Si , AgSi_3 , Ag_2Si , Ag_3Si , силициды серебра, ионно-лучевое распыление, ультрамягкая рентгеновская эмиссионная спектроскопия (УМРЭС), плотность электронных состояний (ПЭС)

Источник финансирования: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10294, <https://rscf.ru/project/23-79-10294/>.

Благодарности: Результаты исследований частично получены на оборудовании Центра коллективного пользования Воронежского государственного университета. URL: <http://ckp.vsu.ru>

✉ Барков Константин Александрович, e-mail: barkov@phys.vsu.ru

© Барков К. А., Бабаков В. В., Потуданский Г. П., Ивков С. А., Пешков Я. А., Польшин И. В., Керсновский Е. С., Хыдырова С. Ю., Моисеев К. М., Занин И. Е., Пелагина А. К., Буйлов Н. С., Tran Van Tu, Никонов А. Е., Ситников А. В., 2026



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

Для цитирования: Барков К. А., Бабаков В. В., Потуданский Г. П., Ивков С. А., Пешков Я. А., Польшин И. В., Керсновский Е. С., Хыдырова С. Ю., Моисеев К. М., Занин И. Е., Пелагина А. К., Буйлов Н. С., Tran Van Tu, Никонов А. Е., Ситников А. В. О формировании метастабильной фазы Ag_2Si в пленке Ag-Si , полученной ионно-лучевым распылением. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2026;(1): 15–. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2026.28/13555>

For citation: Barkov K. A., Babakov V. V., Potudansky G. P., Ivkov S. A., Peshkov Ya. A., Polshin I. V., Kersnovsky E. S., Khydyrova S. Y., Moiseev K. M., Zanin I. E., Pelagina A. K., Buylov N. S., Tran Van Tu, Nikonov A. E., Sitnikov A. V. On the formation of the Ag_2Si metastable phase in an Ag-Si film obtained by ion-beam sputtering. *Condensed Matter and Interphases*. 2026;(1): 15–. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2026.28/13555>

1. Введение

Нанокompозитные пленки Ag-Si в настоящее время нашли применение в технологии изготовления SERS-подложек (Surface-enhanced Raman spectroscopy) [1–6], плазмонных отражателей [7, 8], анодов литий-ионных аккумуляторов [9, 10], мемристорных структур [11–21], а также электрических синапсов для нейроморфных систем [22–24]. При этом диаграмма состояния системы Ag-Si имеет эвтектический тип, что должно приводить к формированию частиц серебра и кремния [25]. Однако при формировании наноструктурированных пленок Me-Si методами, которые характеризуются высокой энергией распыляемых частиц, возможно образование метастабильных соединений [26, 27] и твердых растворов, таких как Ag_2Si [28–30]. Кроме того, в базе данных Materials Project [31, 32] имеется информация о теоретически рассчитанных фазах AgSi_3 и Ag_3Si . О формировании соединений на основе Ag-Si с неизвестной кристаллической структурой сообщалось и работах [33, 34]. Однако все обнаруженные соединения на основе Ag-Si образовывались в виде наноразмерных частиц или аморфных преципитатов, что существенно уменьшает круг информативных методов диагностики и затрудняет идентификацию силицидов серебра. Поэтому в настоящей работе используется метод ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии для идентификации фаз силицида серебра в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, полученной методом ионно-лучевого распыления.

2. Методы

2.1. Методика получения пленки Ag-Si ионно-лучевым распылением

Пленка $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ толщиной около 1 мкм была получена на подложке Si (100) марки КДБ-12 методом ионно-лучевого распыления составной мишени из чистого Ag (99.99 %) и кремниевых навесок Si (КДБ-12). Для формирования пленки нужного атомного состава – $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, кремниевые навески шириной 10 мм размещались на поверхности серебряной пластины с зазором 18 мм.

Осаждение осуществлялось в вакуумной камере (остаточное давление 10^{-6} Торр). Более подробно методика получения пленок Ag-Si ионно-лучевым распылением описана в нашей предыдущей работе [35].

2.2. Методы исследования структуры и фазового состава

Атомный состав пленки определялся методом энергодисперсионной спектроскопии (EDS) на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEOL JSM-6380LV с приставкой для микроанализа INCA Energy 250 при энергии первичных электронов 5 кэВ. Такая величина энергии была выбрана для проведения элементного анализа исключительно в объеме пленки. Формирование РЭМ изображения проводилось при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Анализ формирования кристаллических фаз в образце $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ проводился методом рентгеновской дифракции на дифрактометре PANalytical Empyrean B.V. с $\text{CuK}\alpha_{1,2}$ -излучением $\lambda = 1.542 \text{ \AA}$.

Фазовый состав пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ определялся с помощью уникальной методики ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (УМРЭС), реализованной на спектрометре PCM-500. Метод УМРЭС позволяет получать информацию о распределении Si 3s состояний в валентной зоне на основе рентгеновского эмиссионного Si $L_{2,3}$ спектра [36, 37]. В результате моделирования экспериментальных спектров метод УМРЭС позволяет определить наличие фаз кристаллического и аморфного кремния, а также силицидов и оксидов кремния в поверхностных слоях от 10 до 120 нм [38].

2.3. Методика расчета плотности электронных состояний в валентной зоне

Расчеты плотности электронных состояний и рентгеновских эмиссионных Si $L_{2,3}$ -спектров фаз AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si проводились в рамках теории функционала плотности методом линейно-неаризованных присоединённых плоских волн (ЛНПВ). В данной работе расчеты были выпол-

нены с использованием обобщённого градиентного приближения PBE-GGA для обменно-корреляционной энергии в программном пакете Wien2k [39]. Кристаллический потенциал строился в виде полного потенциала (Full Potential), учитывающего анизотропию, что позволяет методом ЛППВ рассчитывать соединения с направленными ковалентными связями, такие как соединения на основе кремния.

3. Результаты и их обсуждение

3.1. Анализ элементного и фазового состава пленки Ag-Si

Анализ элементного состава пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ методом энергодисперсионной спектроскопии подтверждает соотношение $\text{Ag}:\text{Si} = 55:45$. В результате ионно-лучевого распыления составной мишени на основе Ag и Si при указанных режимах формируемая поверхность пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ имеет сплошную и однородную структуру с равномерной зернистостью и характерным размером зерен 50–200 нм, что видно на РЭМ снимке поверхности рис. 1а. Толщина пленки составляет ~ 0.8 мкм рис. 1б. Наногранулированная структура пленки чистого серебра объясняется спецификой технологии ионно-лучевого распыления, в процессе которого из мишени преимущественно выбиваются нанокластеры материала мишени размером несколько нанометров, которые обладают достаточно высокой энергией при попадании на подложку и могут образовывать метастабильные фазы. Поэтому для анализа присутствия метастабильных соединений в формируемой пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ были проведены рентгеноструктурные и рентгеноспектральные исследования.

На рис. 2а представлены рентгеновские дифрактограммы ионно-лучевой пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, чистого Ag и поликристаллического кремния (поли-Si), а также фаз силицидов серебра AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si . Дифрактограммы фаз AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si были рассчитаны теоретически с помощью программы Vesta [40] на основе элементарных ячеек, опубликованных в базах данных Springer Materials [41] и Materials Explorer [31, 32]. На рентгеновской дифрактограмме пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ наблюдаются дифракционные линии при значениях углов $2\theta = 37.98^\circ$ и 64.35° , соответствующие значениям межплоскостных расстояний $d = 2.367$ и 1.448 \AA . Перечисленные рефлексы связаны с отражениями от кристаллографических плоскостей Ag (111) и Ag (220) [ICDD (International Centre for Diffraction Data), PDF-2 Database, Card No. 00-004-0783]. При этом дифракционные рефлексы Ag в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ сильно уширены (ПШПВ Ag(111) = $0.66 \cdot 2\theta$ град.) по сравнению с аналогичными рефлексами в эталоне чистого серебра (ПШПВ Ag (111) = $0.12 \cdot 2\theta$ град.), что говорит о малом размере кристаллитов серебра, который согласно методу Дебая-Шеррера [42] составляет ~15 нм. Однако в области углов $39\text{--}40^\circ$ рефлекс Ag (111) имеет плечо. При этом в результате разложения рефлекса Ag (111) на линии дублета $\text{CuK}\alpha_{1,2}$ функциями Лоренца действительно обнаруживается дополнительный рефлекс с межплоскостным расстоянием 2.314 \AA (верхняя вставка на рис. 2). В данной области углов находятся наиболее интенсивные рефлексы дифрактограмм фаз AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si (рис. 2). Кроме того, рефлекс Ag (200) в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ уширен сильнее по сравнению с рефлексами Ag (111) и Ag (220), что хорошо видно по зависимости $\beta \times \cos \theta$ от $\sin \theta$

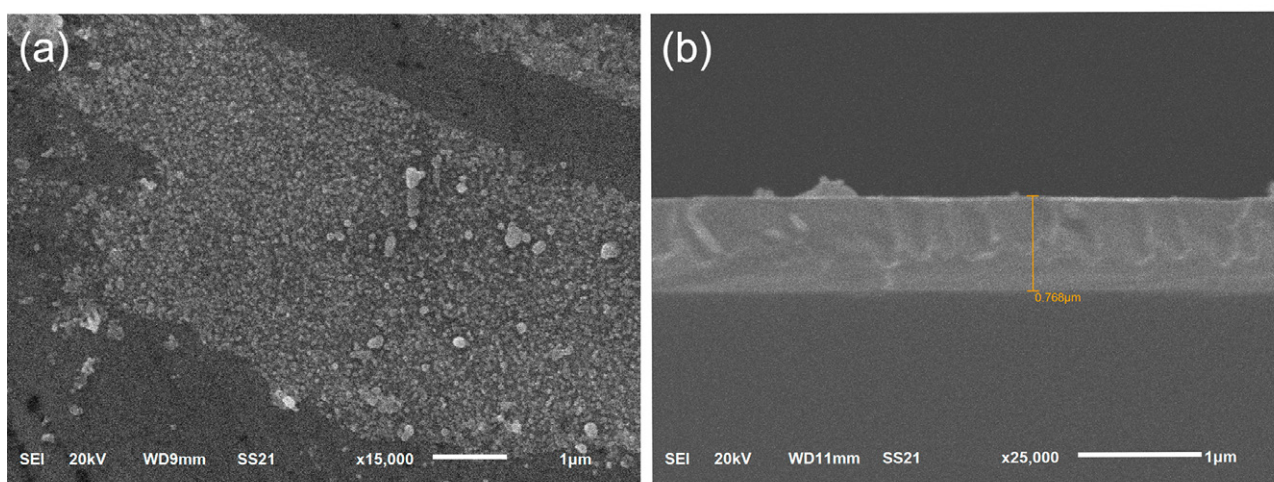


Рис. 1. РЭМ микрофотографии поверхности (а) и скола ионно-лучевой пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ (б)

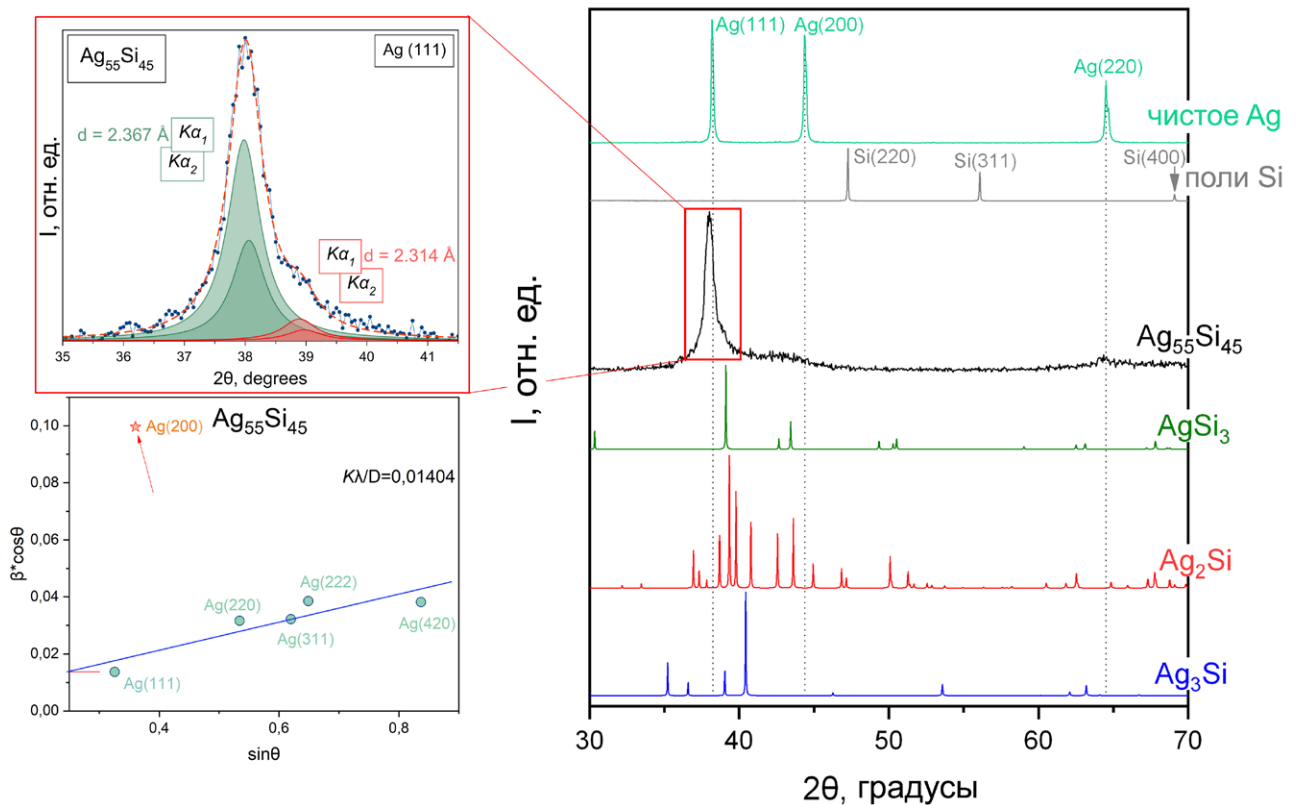


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, эталонов чистого серебра Ag и поликристаллического кремния поли-Si, а также силицидов серебра AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si [31, 41, 32]. На вставке сверху - рентгеновская дифрактограмма в области рефлекса Ag (111). На вставке внизу – расчет размера кристаллитов и микродеформация решетки методом Вильямсона–Холла

(нижняя вставка на рис. 2), построенной по методу Вильямсона–Холла [43]. (Дифрактограмма образца $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, зарегистрированная в большем диапазоне углов, приведена на рис. S1 в файле с дополнительными материалами). Большая полуширина рефлекса Ag (200) в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ может быть обусловлена вкладом рефлексов фаз AgSi_3 и Ag_2Si , расположенных в области углов 43–44°. Более того, для образца $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ метод Вильямсона–Холла на основе универсальной деформационной модели [43] обнаруживает наличие микродеформации кристаллической решетки величиной ~ 1.2 %, при этом размер нанокристаллов Ag составляет ~ 11 нм, что хорошо согласуется с методом Дебая–Шеррера. Совокупность таких факторов, как завышенное значение полуширины для рефлекса Ag (200), а также асимметрия дифракционного рефлекса Ag (111) с обнаружением дополнительного рефлекса со значением межплоскостного расстояния 2.314 Å, может говорить о формировании в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ фаз AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si , наиболее интенсивные рефлексы которых расположены в области рассма-

триваемых рефлексов Ag (111) и Ag (200), рис. 2. Однако по данным рентгеновской дифракции практически невозможно отнести отмеченные особенности к какой-либо определенной фазе силицида серебра (AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si). Поэтому далее для однозначной идентификации фазы силицида серебра, формируемого в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, будут получены рентгеновские эмиссионные $\text{Si } L_{2,3}$ -спектры. Однако ввиду отсутствия в литературе рентгеновских эмиссионных $\text{Si } L_{2,3}$ -спектров фаз AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si будут проведены теоретические расчеты плотности электронных состояний и рентгеновских спектров.

3.2. Расчет плотности электронных состояний в валентной зоне метастабильных соединений AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si

Для расчета плотности электронных состояний (ПЭС) для фазы AgSi_3 была использована тетрагональная элементарная ячейка (рис. 3а) с пространственной группой симметрии ($I4/mmm$, 139) и параметрами ячейки $a = b = 4.16 \text{ \AA}$, $c = 7.38 \text{ \AA}$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$. Структурные данные

и координаты атомов (таблица TS1) для фазы AgSi_3 ($I4/mmm$, 139) были взяты из базы Materials Explorer [31]. В AgSi_3 атомы серебра расположены в вершинах тетрагональной элементарной ячейки, а атомы кремния занимают две неэквивалентные позиции $\text{Si}^{(1)}$ и $\text{Si}^{(2)}$ с различным расстоянием до ближайшего атома серебра 2.78 и 2.94 Å соответственно. ПЭС фазы AgSi_3 в основном определяется плотностью d -состояний серебра, которые сильно локализованы и имеют максимум при ~ 5.5 эВ ниже E_F , а также s - и p -состояниями кремния (рис. 3b). ПЭС атомов кремния $\text{Si}^{(1)}$ и $\text{Si}^{(2)}$ в AgSi_3 практически одинакова (рис. 3с,

е), при этом наибольшая плотность s -состояний сосредоточена в области 6–13 эВ ниже E_F , а p -состояний – в районе 0–6 эВ ниже E_F с максимумом при -6 эВ. Такая ПЭС характерна для высших силицидов переходных металлов [44–46]. Разница в парциальной ПЭС s - и p -состояний атомов $\text{Si}^{(1)}$ и $\text{Si}^{(2)}$ (рис. 3d) обусловлена разницей локального атомного окружения. На рис. 3f представлен рассчитанный нами рентгеновский эмиссионный спектр фазы AgSi_3 , который сравнивали с полученным экспериментальным спектром пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$.

Для расчета ПЭС для фазы Ag_2Si была использована ромбическая элементарная ячейка

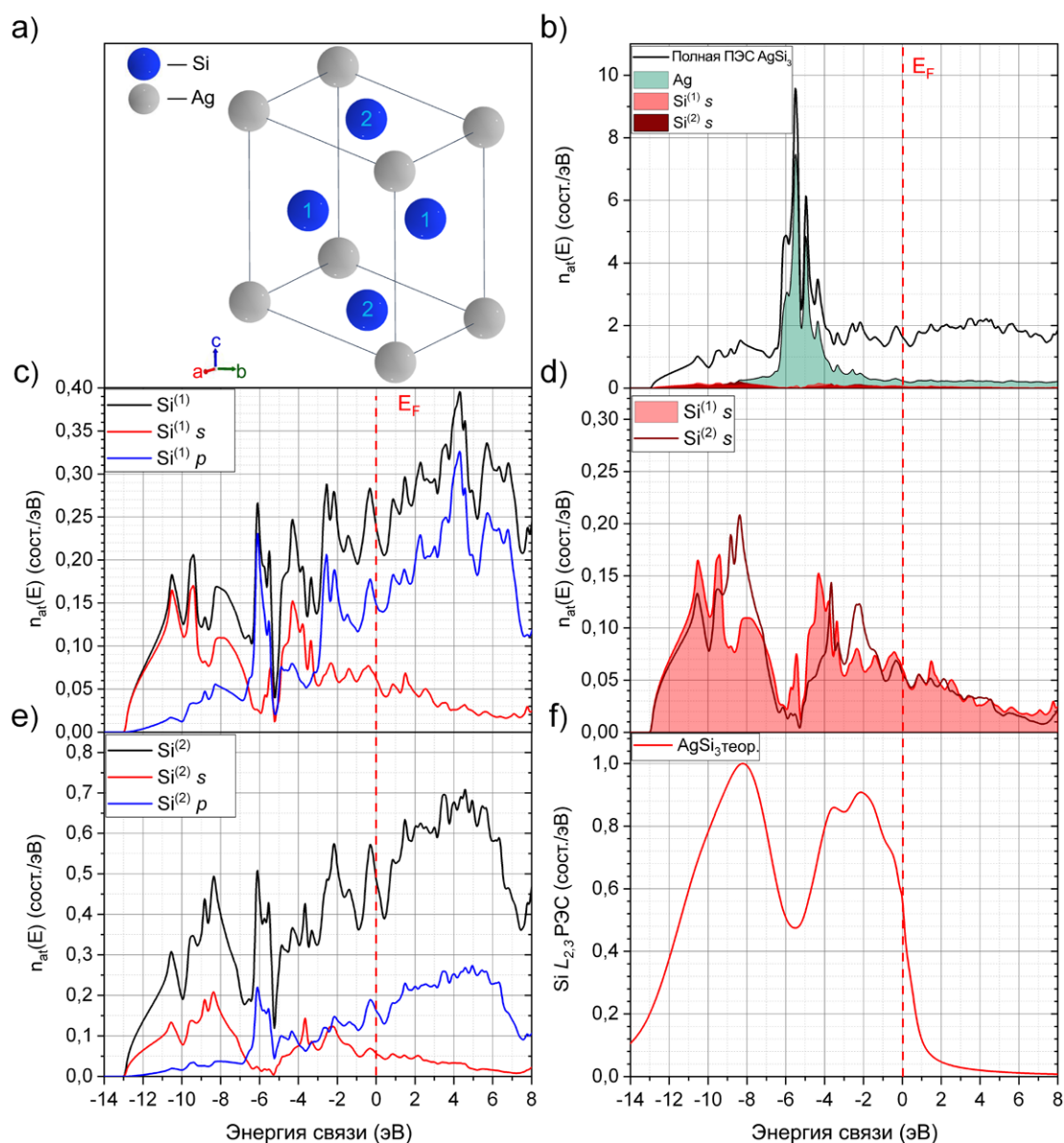


Рис. 3. Элементарная ячейка (a), парциальные и полные плотности состояний для атомов $\text{Si}^{(n)}$ (c, d, e). Полная ПЭС для Ag и AgSi_3 , а также s -состояния для атомов $\text{Si}^{(n)}$ (b). Рассчитанный рентгеновский эмиссионный Si $L_{2,3}$ -спектр фазы AgSi_3 ($I4/mmm$, 139) (f)

(рис. 4а) с пространственной группой симметрии ($Cmcm$, 63) и параметрами ячейки $a = 5.56 \text{ \AA}$, $b = 9.16 \text{ \AA}$, $c = 8.49 \text{ \AA}$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$. Структурные данные и координаты атомов (таблица TS2) для фазы Ag_2Si ($Cmcm$, 63) были взяты из базы Springer Materials [41]. В данной элементарной ячейке атомы Ag занимают три неэквивалентные позиции: атомы $\text{Ag}^{(1)}$ и $\text{Ag}^{(3)}$ находятся наиболее далеко от атомов кремния (3.09 и 3.06 \AA соответственно); атомы $\text{Ag}^{(2)}$ расположены наиболее близко к атомам Si на расстоянии 3.01 \AA . Для каждого атома $\text{Ag}^{(n)}$ в соединении Ag_2Si были рассчитаны полные и парциальные ПЭС (рис. 4b, d, f). ПЭС каждого из атомов $\text{Ag}^{(n)}$ в основном обра-

зована d -состояниями и содержит четыре максимума: A ($E \sim -2.8 \text{ эВ}$), B ($E \sim -3.5 \text{ эВ}$), C ($E \sim -4.5 \text{ эВ}$) и D ($E \sim -5.7 \text{ эВ}$). При этом во всех атомах $\text{Ag}^{(n)}$ наблюдается отклонение соотношения интенсивностей и смещение \sim на 1 эВ в область низких значений E максимумов ПЭС по сравнению с объемным ГЦК Ag (рис. S2). Данные изменения ПЭС атомов $\text{Ag}^{(n)}$ являются результатом гибридизации друг с другом (например, в случае атомов $\text{Ag}^{(3)}$ главным образом с атомами $\text{Ag}^{(2)}$), а также с атомами кремния, как это видно из ПЭС атомов $\text{Ag}^{(2)}$, где максимум B становится главным в результате гибридизации $\text{Ag } d$ - и $\text{Si } s$ -состояний (рис. 4d). Результат данной гибридизации замет-

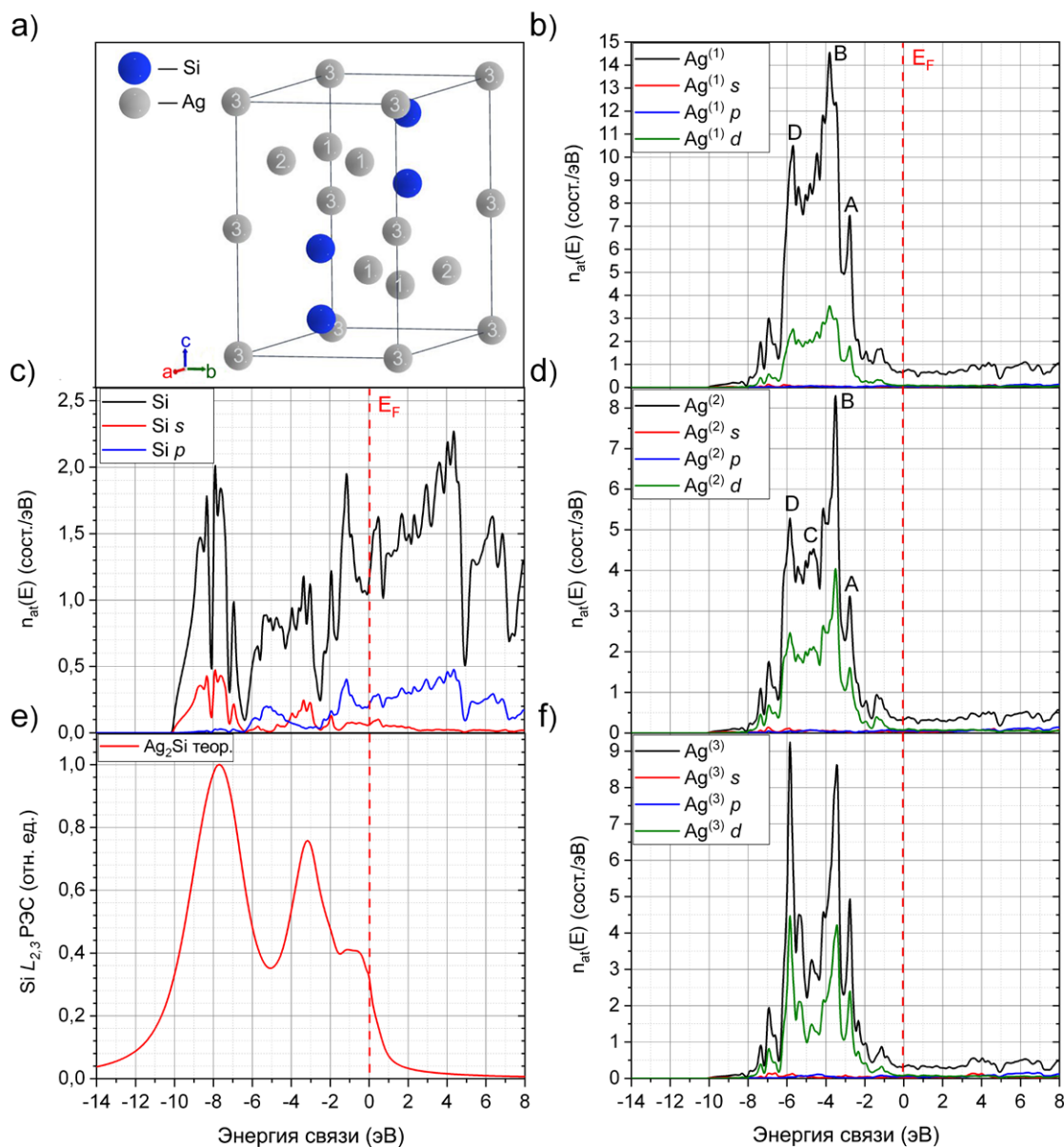


Рис. 4. Элементарная ячейка (а), парциальные и полные ПЭС для атомов $\text{Ag}^{(n)}$ (b, d, f), Si (c) и рассчитанный рентгеновский эмиссионный $\text{Si } L_{2,3}$ -спектр фазы Ag_2Si ($Cmcm$, 63) (e)

но отражается на парциальной ПЭС Si s-состояний, где появляется интенсивный максимум при -3 эВ (рис. 4с). Наличие данного максимума наблюдается и в рассчитанном рентгеновском эмиссионном Si $L_{2,3}$ -спектре фазы Ag_2Si (рис. 4f).

Для расчета ПЭС для фазы Ag_3Si была использована гексагональная элементарная ячейка (рис. 5а) с пространственной группой симметрии ($P-6m2$, 187) и параметрами ячейки $a = b = 2.94 \text{ \AA}$, $c = 9.22 \text{ \AA}$, $\alpha = \beta = 90^\circ$, $\gamma = 120^\circ$. Структурные данные и координаты атомов (таблица TS3) для фазы Ag_3Si ($P-6m2$, 187) были взяты из базы Materials Explorer [32]. В элементарной ячейке фазы Ag_3Si

атомы серебра занимают две неэквивалентные позиции $\text{Ag}^{(1)}$ и $\text{Ag}^{(2)}$ (рис. 5а). ПЭС обоих атомов $\text{Ag}^{(1)}$ и $\text{Ag}^{(2)}$ локализована в области 2–8 эВ ниже E_F (рис. 5с, е) и определяет полную плотность состояний фазы Ag_3Si . Однако в результате близкого расположения атомов $\text{Ag}^{(1)}$ к атомам кремния (2.77 \AA) их парциальная ПЭС наиболее значительно отличается от объемного серебра с ГЦК структурой (рис. 5с и рис. S2) и имеет главный максимум при -3 эВ. В тоже время атомы $\text{Ag}^{(2)}$ в фазе Ag_3Si находятся в одном слое и окружены атомами серебра, что обуславливает близкий к объемному Ag характер ПЭС (Рис. 5е). ПЭС Si $3p$

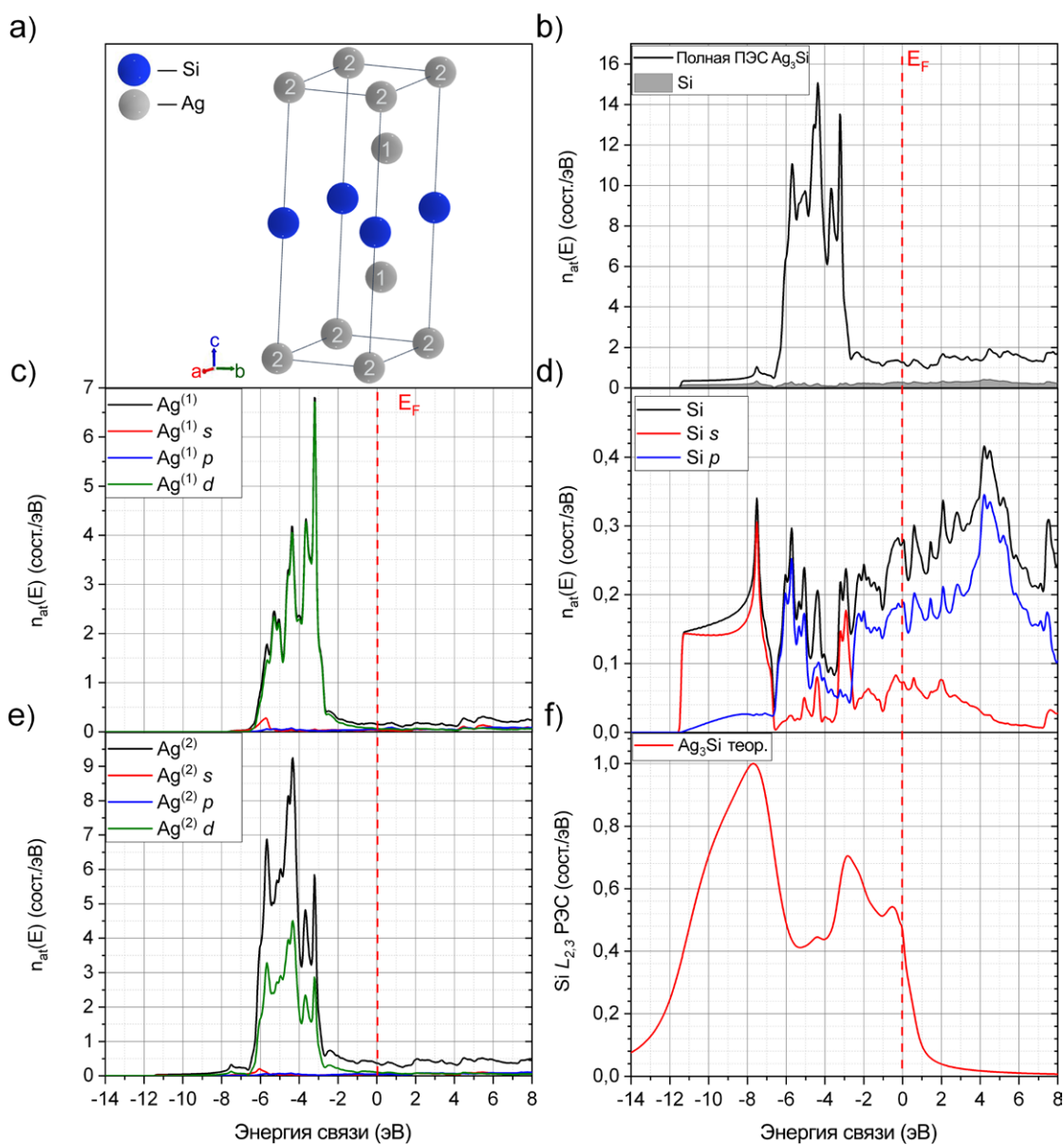


Рис. 5. Элементарная ячейка (а), парциальные и полные ПЭС для атомов $\text{Ag}^{(n)}$ (с, е) и Si (d). Полная плотность состояний Ag_3Si и Si (b), рассчитанный рентгеновский эмиссионный Si $L_{2,3}$ -спектр фазы Ag_3Si ($P-6m2$, 187) (f)

сосредоточена в области от 0 до -8 эВ и имеет максимум при -6 эВ (рис. 5d). Плотность s -состояний атомов Si в Ag_3Si по большей части сосредоточена в диапазоне 6–12 эВ ниже E_F с максимумом при ~ -7.5 эВ (рис. 5d). Кроме того, s -состояния имеют дополнительный максимум при ~ -3 –3.5 эВ, обусловленный гибридизацией с d -состояниями, и хорошо проявляющийся в рассчитанном рентгеновском эмиссионном Si $L_{2,3}$ -спектре (рис. 5f).

Таким образом, с помощью метода линеаризованных присоединенных плоских волн были теоретически рассчитаны рентгеновские эмиссионные Si $L_{2,3}$ -спектры для фаз AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si , отражающие парциальную плотность электронных s -состояний. Спектры всех силицидов серебра имеют два явных максимума интенсивности при ~ 7 –8 эВ (главный максимум) и при ~ 2 –3 эВ ниже E_F . Наличие низкоэнергетического максимума обусловлено результатом гибридизации Si s - и Ag d -состояний. Для сравнения рассчитанных рентгеновских эмиссионных Si $L_{2,3}$ -спектров с экспериментальными, полученными методом УМРЭС, было проведено сопоставление их энергетических шкал с учетом энергии связи Si $2p$ уровня в 99.9 эВ [47].

3.3. Идентификация силицидов серебра в пленке Ag-Si методом УМРЭС

На рис. 6а представлены ультрамягкие рентгеновские эмиссионные Si $L_{2,3}$ -спектры пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, полученные при глубине анализа 60 нм (черные точки). Для идентификации формирования фазы силицида серебра в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ было проведено компьютерное моделирование рентгеновского эмиссионного Si $L_{2,3}$ -спектра на основе эталонных спектров. В качестве эталонных спектров использовались теоретически рассчитанные спектры силицидов серебра AgSi_3 , Ag_2Si , Ag_3Si , а также спектры аморфного кремния $a\text{-Si}$, диоксида SiO_2 и субоксида $\text{SiO}_{1.3}$ кремния (рис. 6б), присутствие которых в пленках Ag-Si возможно по данным предыдущих исследований [35]. Моделирование рентгеновского эмиссионного Si $L_{2,3}$ -спектра пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ проводилось трижды при использовании только одного спектра силицида серебра AgSi_3 , Ag_2Si или Ag_3Si , а также спектров фаз $a\text{-Si}$, SiO_2 и $\text{SiO}_{1.3}$ в соотношении, наилучшим образом описывающим экспериментальный спектр по методике [38]. Смоделированные спектры, полученные с использованием эталонов AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si , представлены на рис. 6а зеленой, красной и синей линиями, со-

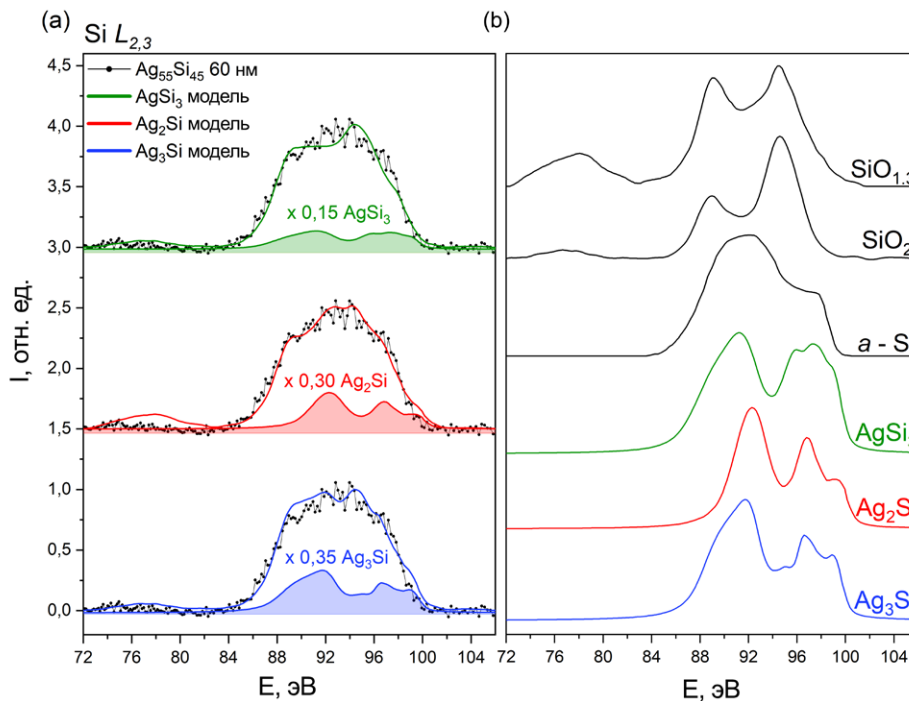


Рис. 6. Рентгеновские эмиссионные Si $L_{2,3}$ -спектры пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, полученные при глубине анализа 60 нм, а также спектры, полученные с помощью компьютерного моделирования (а). Спектры эталонов субоксида кремния ($\text{SiO}_{1.3}$), диоксида кремния (SiO_2), аморфного кремния ($a\text{-Si}$), а также рассчитанные теоретически спектры силицидов серебра (AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si). Экспериментальный спектр представлен точками, модель – сплошными линиями различных цветов (б)

ответственно, а результаты моделирования приведены в табл. 1. Из рис. 6а видно, что моделирование с использованием спектра AgSi_3 (зеленая кривая) не позволяет описать экспериментальный спектр пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ в области главного максимума (89–93 эВ), а также вблизи потолка валентной зоны (96–98 эВ). При этом данный вариант моделирования обнаруживает в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ около 15 % фазы AgSi_3 (табл. 1). В то же время смоделированный спектр с использованием эталона Ag_2Si позволяет описать все особенности экспериментального спектра (рис. 6а, красная кривая) и обнаруживает около 30 % фазы Ag_2Si в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ (табл. 1). Использование для моделирования эталонного спектра фазы Ag_3Si также обнаруживает достаточно высокое содержание данного силицида серебра (35 %), однако смоделированный спектр имеет более

высокую интенсивность в области 89–92 эВ относительно экспериментального, что не позволяет считать данную модель достоверной (рис. 6а, синяя кривая). Таким образом, по результатам моделирования рентгеновского эмиссионного Si $L_{2,3}$ -спектра пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ обнаружено, что наилучшее согласие смоделированного спектра с экспериментом обнаруживается при использовании эталонного спектра Ag_2Si . Однако ввиду наличия статистических флуктуаций интенсивности, характерных для ограниченного времени накопления сигнала, а также включения множества компонент в модель, для наглядности было проведено сравнение положения спектральных особенностей эталонных спектров AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si с разностными спектрами пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ (рис. 7). Разностные спектры пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ (рис. 7, черные точки) были получены путем вы-

Таблица 1. Фазовый состав пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ по результатам моделирования рентгеновского эмиссионного Si $L_{2,3}$ -спектра с использованием трех различных эталонов силицидов серебра: AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si

Используемый в модели спектр силицида серебра	Фазовый состав					
	SiO_2 , %	$\text{SiO}_{1.3}$, %	α -Si, %	AgSi_3 , %	Ag_2Si , %	Ag_3Si , %
AgSi_3	45	5	35	15	–	–
Ag_2Si	20	30	20	–	30	–
Ag_3Si	40	5	20	–	–	35

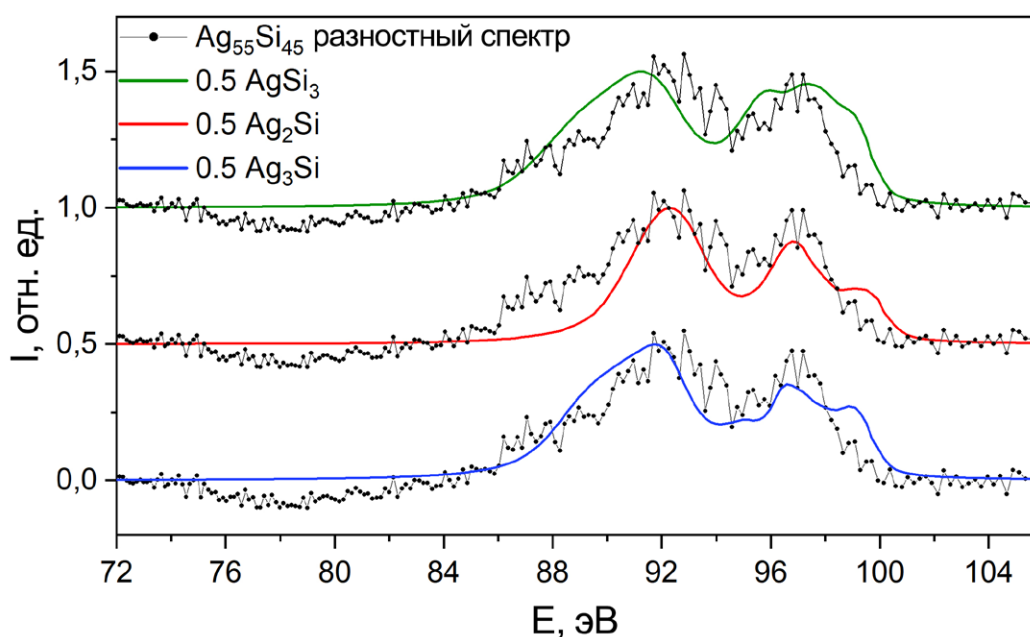


Рис. 7. Разностные спектры пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, после вычитания компонент α -Si, $\text{SiO}_{1.3}$ и SiO_2 , а также спектры силицидов серебра AgSi_3 (зеленая линия), Ag_2Si (красная линия) и Ag_3Si (синяя линия). Экспериментальный спектр представлен точками

читания из экспериментального спектра компонент SiO_2 , $\text{SiO}_{1.3}$ и a - Si в пропорции, указанной в табл. 1. Из рис. 7 видно, что разностные спектры пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ имеют два максимума интенсивности при ~ 92 и 97 эВ. Спектры всех силицидов также обнаруживают наличие двух максимумов интенсивности в данных энергетических областях. Однако высокоэнергетический максимум фазы AgSi_3 сильно уширен по сравнению с разностным спектром и имеет высокую плотность состояний вблизи потолка валентной зоны, что характерно для высших силицидов [48]. В свою очередь спектр фазы Ag_2Si демонстрирует сходство в положении и ширине максимумов интенсивности с разностным спектром (рис. 7). Спектр фазы Ag_3Si также обнаруживает согласие по положению с главным и дополнительным максимумами разностного спектра пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, а основное различие заключается вблизи потолка ВЗ. Различия в интенсивности $\text{Si } L_{2,3}$ -спектров вблизи потолка ВЗ свидетельствуют об отсутствии фазы Ag_3Si в исследуемом образце.

Таким образом, ввиду наилучшего согласия экспериментального рентгеновского эмиссионного $\text{Si } L_{2,3}$ -спектра пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ с эталонным спектром фазы Ag_2Si установлено формирование данной метастабильной фазы в пленке Ag-Si при ионно-лучевом распылении составной мишени. При этом стоит отметить, что вероятность формирования других силицидов в пленках Ag-Si полностью исключать нельзя, однако их детектирование является сложной задачей.

4. Заключение

В результате исследований методом рентгеновской дифракции пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, полученной ионно-лучевым распылением составной мишени Ag-Si , установлено, что пленка состоит из наночастиц серебра со средним размером ~ 15 нм, а также твердого раствора на основе Ag-Si , о чем свидетельствует дополнительный рефлекс на дифрактограмме в области углов, где расположены главные максимумы фаз AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si . Однако по данным рентгеновской дифракции практически невозможно однозначно идентифицировать фазу силицида серебра, формирующегося в пленке.

В то же время анализ рентгеновских эмиссионных $\text{Si } L_{2,3}$ -спектров показывает, что пленка $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ является сложным композитным материалом и содержит в своем составе фазы аморфного кремния a - Si , SiO_2 , субоксида $\text{SiO}_{1.3}$, а также обнаруживается значительное присутствие ($\sim 30\%$

от общего количества атомов кремния) фазы силицида серебра. Сравнение экспериментального рентгеновского эмиссионного $\text{Si } L_{2,3}$ -спектра пленки $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$ с теоретически рассчитанными спектрами фаз AgSi_3 , Ag_2Si и Ag_3Si показывает наилучшее согласие со спектром фазы Ag_2Si . Более того, фаза Ag_2Si была обнаружена авторами работ [26, 28–30].

Таким образом, на основе данных рентгеновской дифракции, рентгеновской эмиссионной спектроскопии, а также теоретических расчетов плотности электронных состояний, установлено, что в пленке $\text{Ag}_{55}\text{Si}_{45}$, полученной ионно-лучевым распылением формируется метастабильная фаза Ag_2Si .

Заявленный вклад авторов

Все авторы внесли эквивалентный вклад в подготовку публикации.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет известных финансовых конфликтов интересов или личных отношений, которые могли бы повлиять на работу, представленную в этой статье.

Дополнительные материалы к статье публикуются в электронной версии на сайте <https://journals.vsu.ru/kcmf>

Список литературы

1. Yang Z. W., Meng L. Y., Lin J. S., ... Li J. F. 3D hotspots platform for plasmon enhanced Raman and second harmonic generation spectroscopies and quantitative analysis. *Advanced Optical Materials*. 2019;7: 3–8. <https://doi.org/10.1002/adom.201901010>
2. Ermina A. A., Solodovchenko N. S., Levitskii V. S., ... Zharova Y. A. Plasmonic disordered array of hemispherical AgNPs on SiO_2 @c-Si: their optical and SERS properties. *Materials Science in Semiconductor Processing*. 2024;169: 107861. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2023.107861>
3. Dzhagan V., Mazur N., Kapush O., ... Yukhymchuk V. Self-organized SERS substrates with efficient analyte enrichment in the hot sSpots. *ACS Omega*. 2024;9(4): 4819–4830. <https://doi.org/10.1021/acsomega.3c08393>
4. Кукушкин В. И., Ваньков А. Б., Кукушкин И. В. Взаимосвязь гигантского усиления сигналов Рамановского рассеяния и люминесценции на наноструктурированных металлических поверхностях. *Письма в журнал экспериментальной и теоретической физики*. 2013;98(6): 383–388. Режим доступа: <https://elibrary.ru/item.asp?id=20868913>
5. Ghosh R., Ghosh J., Das R., ... Giri P. K. Multifunctional Ag nanoparticle decorated Si nanowires for sensing, photocatalysis and light emission applications. *Journal of Colloid and Interface Science*. 2018;532: 464–473. <https://doi.org/10.1016/j.jcis.2018.07.123>

6. Полетаева Д. А., Хакина Е. А., Кукушкин В. И., ... Котельников А. И. Применение метода гигантского комбинационного рассеяния для детектирования водородостворимых производных фуллеренов C₆₀ и их ковалентных конъюгатов с красителями. *Доклады Академии Наук*. 2015;460(1): 52–56. <https://doi.org/10.7868/S0869565215010144>
7. Morawiec S., Mendes M. J., Priolo F., Crupi I. Plasmonic nanostructures for light trapping in thin-film solar cells. *Materials Science in Semiconductor Processing*. 2019;92: 10–18. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2018.04.035>
8. Atwater H. A., Polman A. Plasmonics for improved photovoltaic devices. *Nature Materials*. 2010;9: 205–213. <https://doi.org/10.1038/nmat2629>
9. Polat D. B., Eryilmaz L., Keles O. Generation of agsi film by magnetron sputtering for use As anodes in lithium ion batteries. *ECS Meeting Abstracts*. 2015;MA2015-01: 514–514. <https://doi.org/10.1149/ma2015-01/2/514>
10. Liu B., Xu G., Jin C., ... Zhou L. The Si/Ag₂Si/Ag particles with the enhanced mechanical contact as anode material for lithium ion batteries. *Materials Letters*. 2020;280: 128536. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128536>
11. Li R., Yang H., Zhang Y., ... Huang P. Physical mechanisms and enhancement of endurance degradation of SiO_x:Ag-based volatile memristors. *2023 Silicon Nanoelectronics Workshop (SNW)*. 2023;40: 117–118. <https://doi.org/10.23919/SNW57900.2023.10183918>
12. Ding X., Huang P., Zhao Y., Feng Y., Liu L. Understanding of the volatile and nonvolatile switching in Ag-based memristors. *IEEE Transactions on Electron Devices*. 2022;69: 1034–1040. <https://doi.org/10.1109/TED.2022.3144373>
13. Dias C., Lv H., Picos R., ... Ventura J. Bipolar resistive switching in Si/Ag nanostructures. *Applied Surface Science*. 2017;424: 122–126. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.01.140>
14. Sarkar D. K., Cloutier F., El Khakani M. A. Electrical switching in sol-gel derived Ag-SiO₂ nanocomposite thin films. *Journal of Applied Physics*. 2005;97: 2–7. <https://doi.org/10.1063/1.1870112>
15. Jo S. H., Kim K. H., Chang T., Gaba S., Lu W. Si memristive devices applied to memory and neuromorphic circuits. In: *Proceedings of 2010 IEEE International Symposium on Circuits and Systems*, May 2010, IEEE; 2010. p. 13–16. <https://doi.org/10.1109/iscas.2010.5537135>
16. Huang C. Size-dependent behavior and challenges in Ag/Al₂O₃/Au memristors: an investigation into miniaturization effect. *Mechanical Engineering and Materials Science Independent Study*. 2023. <https://doi.org/10.7936/r37p-cf73>
17. Xu W., Wang J., Yan X. Advances in memristor-based neural networks. *Frontiers in Nanotechnology*. 2021;3: 645995. <https://doi.org/10.3389/fnano.2021.645995>
18. Zhang B., Kutalek P., Knotek P., ... Wagner T. Investigation of the resistive switching in Ag_xAsS₂ layer by conductive AFM. *Applied Surface Science*. 2016;382: 336–340. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.04.152>
19. Jeong W. H., Han J. H., Choi B. J. Effect of Ag concentration dispersed in HfO_x thin films on threshold switching. *Nanoscale Research Letters*. 2020;15(1): 27 <https://doi.org/10.1186/s11671-020-3258-6>
20. Yoo J., Woo J., Song J., Hwang H. Threshold switching behavior of Ag-Si based selector device and hydrogen doping effect on its characteristics. *AIP Advances*. 2015;5(12): 127221. <https://doi.org/10.1063/1.4938548>
21. Ilyas N., Wang J., Li C., ... Li W. Controllable resistive switching of STO: Ag/SiO₂-based memristor synapse for neuromorphic computing. *Journal of Materials Science & Technology*. 2022;97: 254–263. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.04.071>
22. Cha J. H., Yang S. Y., Oh J., ... Choi S. Y. Conductive-bridging random-access memories for emerging neuromorphic computing. *Nanoscale*. 2020;12: 14339–14368. <https://doi.org/10.1039/d0nr01671c>
23. Sokolov A. S., Abbas H., Abbas Y., Choi C. Towards engineering in memristors for emerging memory and neuromorphic computing: a review. *Journal of Semiconductors*. 2021;42(1): 013101. <https://doi.org/10.1088/1674-4926/42/1/013101>
24. Raeis-Hosseini N., Lim S., Hwang H., Rho J. Reliable Ge₂Sb₂Te₅-integrated high-density nanoscale conductive bridge random access memory using facile nitrogen-doping strategy. *Advanced Electronic Materials*. 2018;4(11). <https://doi.org/10.1002/aelm.201800360>
25. Olesinski R. W., Gokhale A. B., Abbaschian G. J. The Ag-Si (Silver-Silicon) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. 1989;10(6): 635–640. <https://doi.org/10.1007/BF02877631>
26. Anantharaman T. R., Luo H. L., Element W. Formation of new intermetallic phases in binary eutectic systems by drastic undercooling of the melt. *Nature*. 1966;210.(5040): 1040–1041. <https://doi.org/10.1038/2101040a0>
27. Terekhov V. A., Domashevskaya E. P., Kurganskii S. I., ... Agapov B. L. Formation of the Al₃Si metastable phase in Al-Si films obtained by ion-beam sputtering according to experimental and theoretical data. *Thin Solid Films*. 2023;772: 139816. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2023.139816>
28. Suryanarayana C. A new metastable phase in the silver-silicon system. *Journal of the Less Common Metals*. 1974;35(2): 347–352. [https://doi.org/10.1016/0022-5088\(74\)90248-3](https://doi.org/10.1016/0022-5088(74)90248-3)
29. Lee W. S., Chen T. H., Lin C. F., Wu C. L. Microstructural evolution of nanoindented Ag/Si thin-film under different annealing temperatures. *Materials Transactions*. 2011;52(10): 1868–1875. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2011160>
30. Liu B., Xu G., Jin C., ... Zhou L. The Si/Ag₂Si/Ag particles with the enhanced mechanical contact as anode material for lithium ion batteries. *Materials Letters*. 2020;280: 128536. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128536>
31. Materials Explorer Database. *Data retrieved from the Materials explorer for AgSi₃ (mp-978524) database: version 2025.06.09*. Режим доступа: <https://next-gen.materialsproject.org/materials/mp-978524>
32. Materials Explorer Database. *Data retrieved from the Materials Explorer for Ag₃Si (mp-1219243) database: version 2025.06.09*. Режим доступа: https://next-gen.materialsproject.org/materials/mp-1219243?material_ids=mp-1219243
33. Nakayama K. S., Nishijima M., Zhang Y., ... Suganuma K. Metastable phases of Ag-Si: amorphous Si and Ag-nodule mediated bonding. *Scientific Reports*. 2024;14(1): 1–9. <https://doi.org/10.1038/s41598-024-70298-6>

34. Cassidy C., Singh V., Grammatikopoulos P., ... Sowwan M. Inoculation of silicon nanoparticles with silver atoms. *Scientific Reports*. 2013;3: 1–7 <https://doi.org/10.1038/srep03083>
35. Барков К. А., Терехов В. А., Нестеров Д. Н., ... Ситников А. В. Формирование нанокристаллов серебра в композитных пленках Ag-Si, полученных ионно-лучевым распылением. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2024;26(3): 407–416 <https://doi.org/10.17308/kcmf.2024.26/12215>
36. Зимкина Т. М., Фомичев В. А. *Ультратонкая рентгеновская спектроскопия*. Изд-во Ленинградского университета; 1971. 125 с.
37. Zimmermann P., Peredkov S., Abdala P. M., ... van Bokhoven J. A. Modern X-ray spectroscopy: XAS and XES in the laboratory. *Coordination Chemistry Reviews*. 2020;423: 213466. <https://doi.org/10.1016/j.ccr.2020.213466>
38. Terekhov V. A., Kashkarov V. M., Manukovskii E. Yu., Schukarev A. V., Domashevskaya E. P. Determination of the phase composition of surface layers of porous silicon by ultrasoft X-ray spectroscopy and X-ray photoelectron spectroscopy techniques. *Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena*. 2001;114–116: 895–900. [https://doi.org/10.1016/S0368-2048\(00\)00393-5](https://doi.org/10.1016/S0368-2048(00)00393-5)
39. Blaha P., Schwarz K., Tran F., ... Marks L. D. WIEN2k: An APW+lo program for calculating the properties of solids. *The Journal of Chemical Physics*. 2020;152(7): 074101. <https://doi.org/10.1063/1.5143061>
40. Momma K., Izumi F. VESTA 3 for three-dimensional visualization of crystal, volumetric and morphology data. *Applied Crystallography*. 2011;44(6): 1272–1276. <https://doi.org/10.1107/S0021889811038970>
41. *SpringerMaterials: The Landolt-Börnstein Database. Data retrieved from the SpringerMaterials for Structural data № 0450926 database: version 2025*. Режим доступа: https://materials.springer.com/isp/crystallographic/docs/sd_0450926
42. Langford J. I., Wilson A. J. C. Scherrer after sixty years: a survey and some new results in the determination of crystallite size. *Journal of Applied Crystallography*. 1978;11: 102–113. <https://doi.org/10.1107/S0021889878012844>
43. Hassanzadeh-Tabrizi S. A. Precise calculation of crystallite size of nanomaterials: a review. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023;968: 171914. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171914>
44. Курганский С. И., Переславцева Н. С. Электронная структура FeSi₂. *Физика твердого тела*. 2002;44(4): 672–678. Режим доступа: <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=21324107>
45. Курганский С. И., Переславцева Н. С. Электронная структура пленки дилицида кобальта. *Физика твердого тела*. 2000;42(8): 1499–1504. Режим доступа: <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=21320640>
46. Переславцева Н. С., Курганский С. И. Электронная структура и спектральные свойства пленок дилицида никеля. *Физика твердого тела*. 1999;41(11): 2075–2080. Режим доступа: <https://www.elibrary.ru/item.asp?edn=rgqhtj>
47. Sarkar D. K., Dhara S., Nair K. G. M., Chowdhury S. Studies of phase formation and chemical states of the ion beam mixed Ag/Si (1 1 1) system. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2000;168(2): 215–220. [https://doi.org/10.1016/S0168-583X\(99\)00876-9](https://doi.org/10.1016/S0168-583X(99)00876-9)
48. Weijs P. J. W., Van Leuken H., De Groot R. A., ... Buschow K. H. J. X-ray-emission studies of chemical bonding in transition-metal silicides. *Physical Review B*. 1991;44(15): 8195. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.44.8195>

Информация об авторах

Барков Константин Александрович, к. ф.-м. н., заведующий лабораторией кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0001-8290-1088>
barkov@phys.vsu.ru

Бабаков Виталий Владимирович, студент кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0009-0002-8282-2034>
babakov_vv@phys.vsu.ru

Потуданский Геннадий Павлович, ведущий аналитик данных, АО «РТ Лабс» (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-4186-5081>
potudanskiy@phys.vsu.ru

Ивков Сергей Александрович, к. ф.-м. н., ведущий электроник кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0003-1658-5579>
ivkov@phys.vsu.ru

Пешков Ярослав Анатольевич, к. ф.-м. н., н. с. кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0003-0939-0466>
tangar77@mail.ru

Польшин Иван Васильевич, студент кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0009-0008-7639-6538>
polshin@phys.vsu.ru

Керсновский Евгений Сергеевич, студент кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0009-0006-8215-6077>
kersnovsky@phys.vsu.ru

Хыдырова Сельби Юсуповна, аспирант кафедры электронных технологий в машиностроении, Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-5510-0899>
hydyrova@bmstu.ru

Моисеев Константин Михайлович, доцент кафедры электронных технологий в машиностроении, Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-8753-7737>
mkm430@ya.ru

Занин Игорь Евгеньевич, к. ф.-м. н., доцент кафедры общей физики, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

iezan@mail.ru

Пелагина Александра Константиновна, инженер-физик Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

Pisliaruk@phys.vsu.ru

Буйлов Никита Сергеевич, к. ф.-м. н., доцент кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; инженер 1 категории, АО «НИИЭТ» (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0003-1793-4400>

buylov@phys.vsu.ru

Tran Van Tu, PhD, Lecturer, Faculty of Fundamental Sciences, Department of Physics, University of Medicine and Pharmacy at Ho Chi Minh city (Ho Chi Minh city, Viet Nam).

<https://orcid.org/0000-0002-3892-3578>

tranvantu@ump.edu.vn

Никонов Александр Евгеньевич, к. ф.-м. н., инженер-исследователь кафедры твердотельной электроники, Воронежский государственный технический университет (Воронеж, Российская Федерация).

nikonov.sasha1994@gmail.com

Ситников Александр Викторович, д. ф.-м. н., профессор кафедры твердотельной электроники, Воронежский государственный технический университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-9438-9234>

sitnikov04@mail.ru

Поступила в редакцию 29.01.2025; одобрена после рецензирования 21.02.2025; принята к публикации 17.03.2025; опубликована онлайн 01.04.2026.