



## Оригинальные статьи

Научная статья

УДК 538.9

<https://doi.org/10.17308/kcmf.2024.26/12215>**Формирование нанокристаллов серебра в композитных пленках Ag-Si, полученных ионно-лучевым распылением**К. А. Барков<sup>1</sup>✉, В. А. Терехов<sup>1</sup>, Д. Н. Нестеров<sup>1</sup>, К. Е. Величко<sup>1,2</sup>, С. А. Ивков<sup>1</sup>, Н. С. Буйлов<sup>1,2</sup>, С. В. Канькин<sup>1</sup>, И. Е. Занин<sup>1</sup>, Б. В. Агапов<sup>1,2</sup>, С. В. Родивилов<sup>2</sup>, Е. С. Керсновский<sup>1</sup>, И. В. Польшин<sup>1</sup>, С. В. Рябцев<sup>1</sup>, М. В. Гречкина<sup>1</sup>, А. В. Ситников<sup>5</sup><sup>1</sup>ФГБОУ ВО «Воронежский государственный университет»,  
Университетская пл., 1, Воронеж 394018, Российская Федерация<sup>2</sup>АО «Научно-исследовательский институт электронной техники»,  
ул. Старых Большевиков, 5, Воронеж 394033, Российская Федерация<sup>3</sup>ФГБОУ ВО Воронежский государственный технический университет,  
ул. 20-летия Октября, 84, Воронеж 394006, Российская Федерация**Аннотация**

Наноструктурированные композитные пленки на основе Ag-Si, содержащие наночастицы серебра, используются в качестве материала SERS-подложек (Surface-enhanced Raman spectroscopy), плазмонных отражателей, наноплазмонных сенсоров, устройств нелинейной оптики, мемристорных структур и т. д. Широкое применение нанокompозитных пленок на основе Ag-Si приводит к необходимости развития простых и доступных методов их получения, совместимых с полупроводниковой технологией. Поэтому настоящая работа посвящена получению нанокompозитной пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  с высоким содержанием серебра (80 ат. %) методом ионно-лучевого распыления с одновременным контролем морфологии, структуры, фазового состава и электрических свойств получаемого образца.

В результате комплексных исследований рентгеновской дифракции, ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии, РЭМ и АСМ микроскопии установлено, что пленка представляет собой нанокompозитный материал на основе серебряных наночастиц со средним размером  $\sim 15 \div 30$  нм. При этом некоторые наночастицы серебра находятся в непосредственном контакте, в то время как часть Ag наночастиц изолированы друг от друга оболочкой из диоксида кремния  $SiO_2$  и аморфного кремния  $a-Si$ .

Такая наногранулированная структура пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  обуславливает наличие в исследуемом образце эффекта переключения из высокоомного состояния (880 Ом) в низкоомное ( $\sim 1$  Ом) под действием напряжения  $\sim 0.2$  В в результате образования проводящих мостиков (филаментов) из атомов Ag в слое диэлектрика между серебряным гранулами.

**Ключевые слова:** наночастицы серебра, Ag NPs, пленки Ag-Si, ультрамягкая рентгеновская эмиссионная спектроскопия, ионно-лучевое распыление

**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>

**Для цитирования:** Барков К. А., Терехов В. А., Нестеров Д. Н., Величко К. Е., Ивков С. А., Буйлов Н. С., Канькин С. В., Занин И. Е., Агапов Б. В., Родивилов С. В., Керсновский Е. С., Польшин И. В., Рябцев С. В., Гречкина М. В., Ситников А. В. Формирование нанокристаллов серебра в композитных пленках Ag-Si, полученных ионно-лучевым рас-

✉ Барков Константин Александрович, e-mail: [barkov@phys.vsu.ru](mailto:barkov@phys.vsu.ru)

© Барков К. А., Терехов В. А., Нестеров Д. Н., Величко К. Е., Ивков С. А., Буйлов Н. С., Канькин С. В., Занин И. Е., Агапов Б. В., Родивилов С. В., Керсновский Е. С., Польшин И. В., Рябцев С. В., Гречкина М. В., Ситников А. В., 2024



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

пылением. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2024;26(3): 407–416. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2024.26/12215>

**For citation:** Barkov K. A., Terekhov V. A., Nesterov D. N., Velichko K. E., Ivkov S. A., Buylov N. S., Kannykin S. V., Zanin I. E., Agapov B. V., Rodivilov S. V., Kersnovsky E. S., Polshin I. V., Ryabtsev S. V., Grechkina M. V., Sitnikov A. V. Formation of silver nanocrystals in Ag-Si composite films obtained by ion beam sputtering. *Condensed Matter and Interphases*. 2024;26(3): 407–416. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2024.26/12215>

## 1. Введение

Наноструктурированные композитные материалы, содержащие наночастицы серебра, благодаря способности усиливать электромагнитное поле вблизи поверхности металлических наночастиц при взаимодействии со светом (поверхностный плазмонный резонанс) являются перспективным материалом для технологии изготовления SERS-подложек, используемых для высокоточной диагностики и обнаружения очень низких концентраций вещества методом спектроскопии комбинационного рассеяния света [1–3]. Кроме того, серебряные наночастицы используются для создания структур с плазмонным отражателем с целью повышения эффективности солнечных элементов [4, 5], наноплазмонных сенсоров [6] и устройств нелинейной оптики [7, 8]. Кроме того, кремний, декорированный наночастицами серебра, считается одним из кандидатов в качестве анодного материала для литий-ионных аккумуляторов следующего поколения с высокой плотностью энергии [9–11]. Несмотря на высокую теоретическую емкость 4200 мА·ч/г кремния в процессе литиирования-делитиации происходит сильное изменение объема (>300 %) кремниевого анода, что приводит к его разрушению и ухудшению электрохимических характеристик. Поверхностное наноструктурирование кремниевого анода с использованием наночастиц серебра позволяет улучшить проводимость кремниевого анода и уменьшить внутренние напряжения при изменении объема кремния, что приводит к значительному повышению электрохимических характеристик [9–11]. В [9] показано, что при использовании в качестве анода нанокompозитной пленки Ag-Si с содержанием серебра около 20 %, кулоновская эффективность достигает 95 % ввиду уменьшения поляризации анода за счет присутствия наночастиц серебра. В настоящее время наноструктурированные пленки Ag-Si и Ag-SiO<sub>x</sub> представляют интерес для создания оперативной памяти с произвольным доступом (random access memory, RAM), поскольку они обладают эффектом переключения из высокоомного в низкоомное состояние (мемристорный эффект) [12–15]. Более того, такие структуры находят применение в качестве искусствен-

ных электрических синапсов для построения нейроморфных вычислительных систем [16–18].

Широкое применение нанокompозитных пленок на основе Ag-Si приводит к необходимости развития простых и доступных методов их получения, совместимых с полупроводниковой технологией. При этом дополнительные трудности возникают при формировании металлических наночастиц в пленках с высоким содержанием металла в результате их коалесценции в более крупные частицы [19]. Поэтому настоящая работа посвящена получению нанокompозитной пленки Ag<sub>80</sub>Si<sub>20</sub> с высоким содержанием серебра (80 ат. %) методом ионно-лучевого распыления с одновременным контролем морфологии, структуры, фазового состава и электрических свойств получаемого образца.

## 2. Эксперимент

### 2.1. Получение пленки Ag<sub>80</sub>Si<sub>20</sub> ионно-лучевым распылением

Пленка Ag<sub>80</sub>Si<sub>20</sub> толщиной около 1.5 мкм была получена на подложке Si (100) марки КДБ-12 методом ионно-лучевого распыления составной мишени (размер 100x200 мм) из чистого Ag (99.99 %) и кремниевых навесок Si (КДБ-12) размером 100x10 мм. Для формирования пленки Ag<sub>80</sub>Si<sub>20</sub> нужного атомного состава на поверхности серебряной пластины кремниевые навески шириной 10 мм размещались на расстоянии 20 мм. Осаждение пленки осуществлялось в вакуумной камере (10<sup>-6</sup> Торр), которая затем была заполнена Ag (чистота 99.992 %) до общего давления газа 8·10<sup>-4</sup> Торр. В качестве источника ионно-лучевого распыления использовалась магнитная система, состоящая из постоянных магнитов, корпуса-магнитопровода и анода. Ионизация аргона осуществляется в зазоре магнитопровода, расположенного в непосредственной близости от анода, к которому прикладывается положительное смещение 4 кВ. Оптимальный ток плазмы составляет ~170 мкА. Коэффициенты распыления Ag и Si составляли 11.8 [20] и 1.5 [21], соответственно. Такой режим обеспечивает скорость осаждения пленки Ag<sub>80</sub>Si<sub>20</sub> ~1.5 мкм/ч. Более подробно методика ионно-лучевого распыления описана в работах [22,23].

## 2.2. Методы исследования ионно-лучевой пленки $Ag_{80}Si_{20}$

Атомный состав пленки определялся на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEOL JSM-6380LV с приставкой для микроанализа INCA Energy 250 при энергии первичных электронов 5 кэВ.

Анализ структуры образца проводился на дифрактометре PANalytical Empyrean B.V. с  $CuK\alpha_{1,2}$ -излучением  $\lambda = 1.542 \text{ \AA}$ .

Морфология поверхности ионно-лучевой пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  анализировалась с помощью сканирующего атомно-силового микроскопа Solver P47 NT-MDT (АСМ) в области сканирования  $1 \times 1 \text{ мкм}$ .

Фазовый состав пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  определялся с помощью уникальной методики ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (УМРЭС), реализованной на спектрометре РСМ-500. Данный метод позволяет регистрировать характеристическое рентгеновское  $Si L_{2,3}$ -излучение, возникающее в результате переходов электронов из валентной зоны на основной  $Si 2p$  уровень. В результате метод УМРЭС дает информацию о плотности электронных состояний в валентной зоне, что позволяет обнаруживать наличие связей Si-Si или Si-O, независимо от степени упорядоченности атомной структуры пленки [22, 23]. Моделирование с использованием эталонных спектров позволяет определить вклад аморфных, кристаллических и оксидных/субоксидных фаз кремния в экспериментальных  $Si L_{2,3}$  спектрах [24]. Возбуждение рентгеновских эмиссионных  $Si L_{2,3}$ -спектров осуществлялось электронным пучком с энергией  $E$  от 1 до 3 кэВ, что обеспечивало глубину анализа от 10 до 60 нм [25].

Электрофизические свойства пленки изучались по вольт-амперным характеристикам (ВАХ), полученным с помощью зондовой установки и цифрового осциллографа Актаком АСК-4106 в диапазоне от  $-0.6$  до  $+0.6 \text{ В}$ .

## 3. Результаты и их обсуждение

### 3.1. Морфология поверхности ионно-лучевой пленки $Ag_{80}Si_{20}$

В результате ионно-лучевого распыления составной мишени на основе Ag и Si при указанных режимах формируется достаточно толстая пленка, толщиной  $\sim 1.6 \text{ мкм}$ , что видно на РЭМ снимке скола (рис. 1а). Анализ элементного состава методом энергодисперсионной спектроскопии показывает, что полученная ионно-лучевая пленка имеет атомный состав Ag 79 ат. % и Si 21 ат. % ( $Ag_{79}Si_{21}$ ), близкий к технологически заданному  $Ag_{80}Si_{20}$ . Анализ элементного состава проводился при энергии первичных электронов 5 кэВ с целью ограничить глубину анализируемого слоя толщиной пленки. При этом поверхность пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  имеет сплошную и однородную структуру (рис. 1б). В то же время по данным атомно-силовой микроскопии поверхность пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  является гранулированной со средним размером гранул  $\sim 30 \text{ нм}$ , что хорошо видно на трехмерном АСМ изображении, полученном при сканировании участка поверхности размером  $1 \times 1 \text{ мкм}^2$  (рис. 2а). На поверхности пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  хорошо различимы как отдельные гранулы, так и образованные этими гранулами конгломераты, достигающие размеров  $\sim 100\text{--}200 \text{ нм}$  (рис. 2а). Средняя шероховатость поверхности пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  находится в диапазоне  $2.5 \div 3 \text{ нм}$ , при этом отдельные ло-

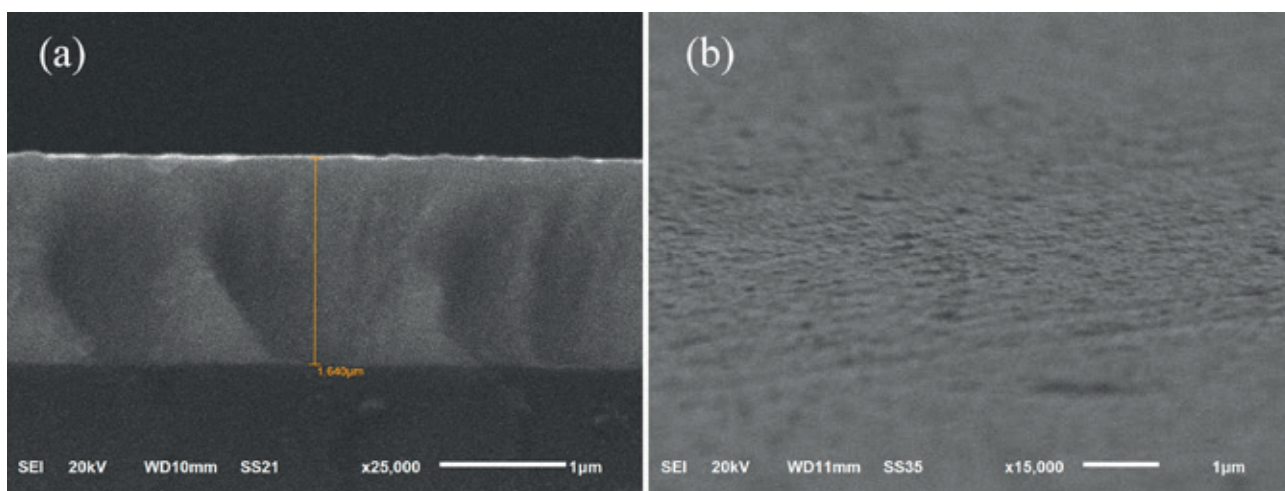
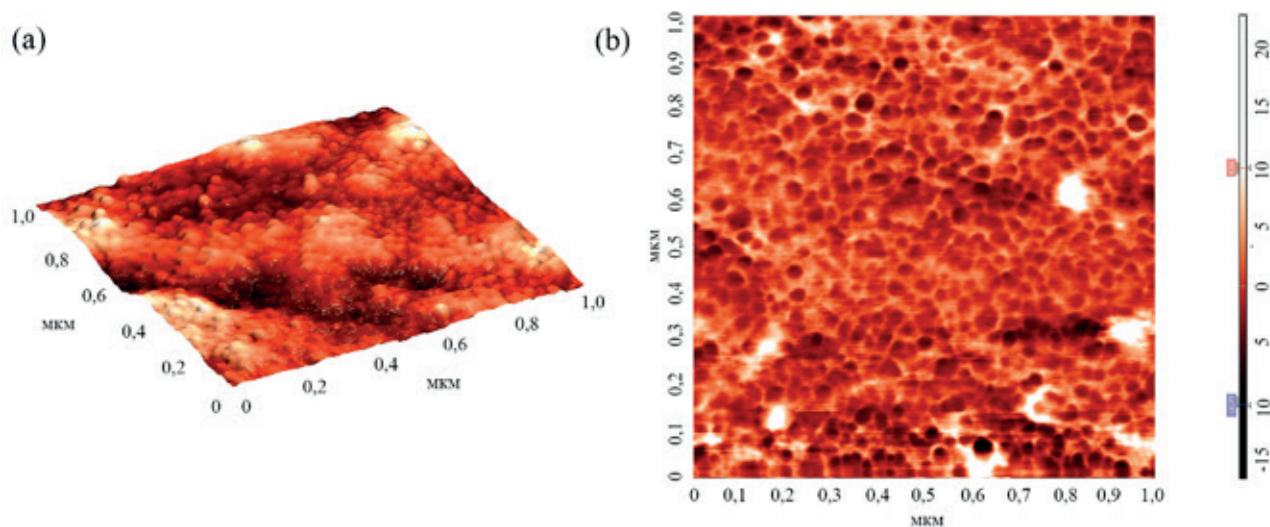


Рис. 1. РЭМ изображения скола (а) и поверхности (б) ионно-лучевой пленки  $Ag_{80}Si_{20}$



**Рис. 2.** Трехмерное АСМ изображение поверхности пленки  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  (а) и фазовый контраст (б), полученные при площади сканирования  $1 \times 1$  мкм

кальные неоднородности рельефа достигают по высоте 40–70 нм.

Формирование ганулированных наночастиц в пленке  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  хорошо видно на АСМ изображении, полученном в режиме фазового контраста при площади сканирования  $1 \times 1$  мкм<sup>2</sup> (рис. 2б). При этом из рис. 2б хорошо видно, что некоторые наночастицы находятся в непосредственном контакте, в то время как часть наночастиц окружены оболочкой с другим видом контраста (светлые области на рис. 2б). Исходя из атомного состава и АСМ изображений пленки  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$ , можно предположить, что наногранулы сформированы на основе серебра, а разделяющая их оболочка образована кремнием. Поэтому для однозначного ответа на вопрос о фазовом составе гранул и оболочки в пленке  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  были проведены рентгеноструктурные и рентгеноспектральные исследования.

### 3.2. Структура и фазовый состав ионно-лучевой пленки $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$

На рис. 3 представлены рентгеновские дифрактограммы ионно-лучевой пленки  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$ , а также чистого серебра (99.99 %) и поликристаллического кремния (poly-Si). На рентгеновской дифрактограмме ионно-лучевой пленки  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  наблюдаются дифракционные линии при значениях  $2\theta = 38.20^\circ, 44.10^\circ, 64.30^\circ, 77.15^\circ$ , соответствующие значениям межплоскостных расстояний  $d = 2.356 \text{ \AA}, 2.054 \text{ \AA}, 1.448 \text{ \AA}, 1.236 \text{ \AA}$ . Все перечисленные рефлексы связаны с отражениями от кристаллографических плоскостей Ag (111),

Ag (200), Ag (220), Ag (222) и Ag (400) (ICDD PDF-2, Card № 00-004-0783). При этом все дифракционные рефлексы в пленке  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  сильно уширены по сравнению с аналогичными рефлексами в эталоне чистого серебра, что говорит о малом размере области когерентного рассеяния (ОКР). Для оценки среднего размера ОКР по уширению дифракционной линии участок дифрактограммы в области рефлекса Ag (111) был зарегистрирован отдельно в пошаговом режиме с большим временем накопления в чистом серебре (рис. 4а) и ионно-лучевой пленке  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  (рис. 4б). Полученные таким образом дифракционные рефлексы раскладывались на линии дублета  $\text{CuK}\alpha_1, \text{K}\alpha_2$  функциями Лоренца по стандартной процедуре, описанной в работах [26–28]. Из рис. 4 видно, что полуширина  $\text{K}\alpha_1$  рефлекса Ag (111) ( $0.35 2\theta$  град.) значительно больше по сравнению с тем же рефлексом в чистом серебре ( $0.12 2\theta$  град.). Пользуясь значениями полуширины и положения компоненты  $\text{K}\alpha_1$ , с помощью формулы Дебая–Шеррера были определены средние размеры кристаллитов серебра в пленке  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$ , которые составили ~15 нм, что согласуется с данными АСМ. Таким образом, по результатам рентгеноструктурного анализа серебро в ионно-лучевой пленке  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  находится в нанокристаллическом состоянии. При этом кристаллических фаз на основе кремния в данной пленке по данным рентгеновской дифракции не обнаружено. Поэтому дальнейшие исследования фазового состава данного образца будем проводить с помощью метода УМРЭС.

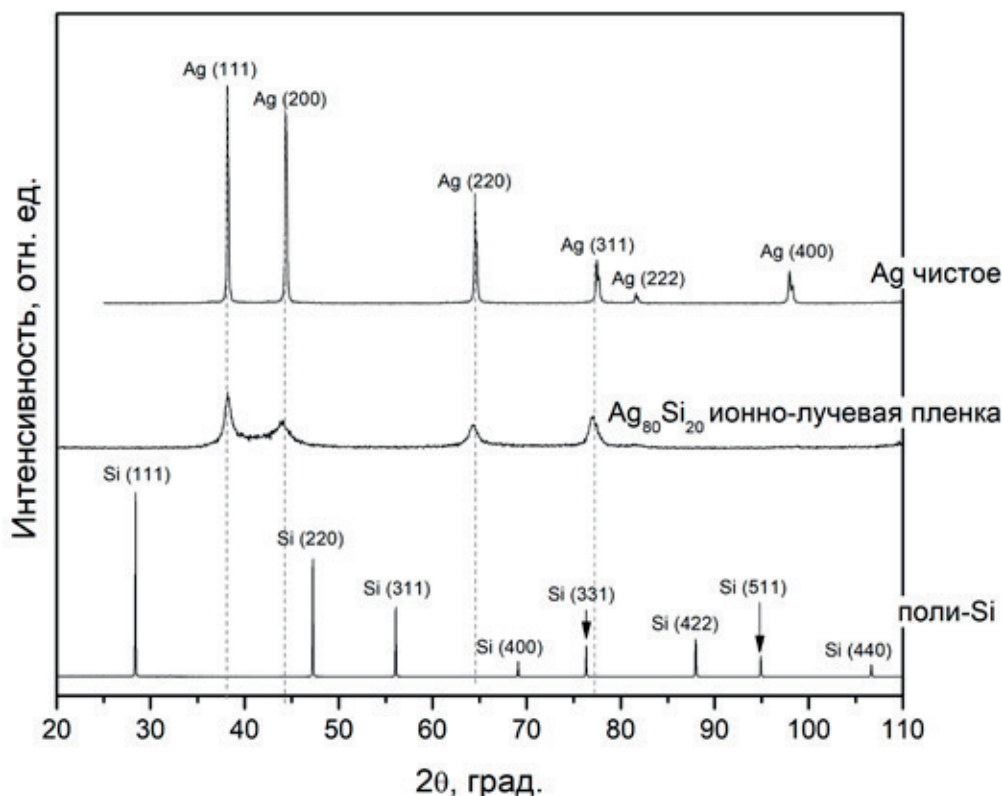


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы ионно-лучевой пленки  $Ag_{80}Si_{20}$ , а также эталонов поликристаллического кремния и чистого серебра

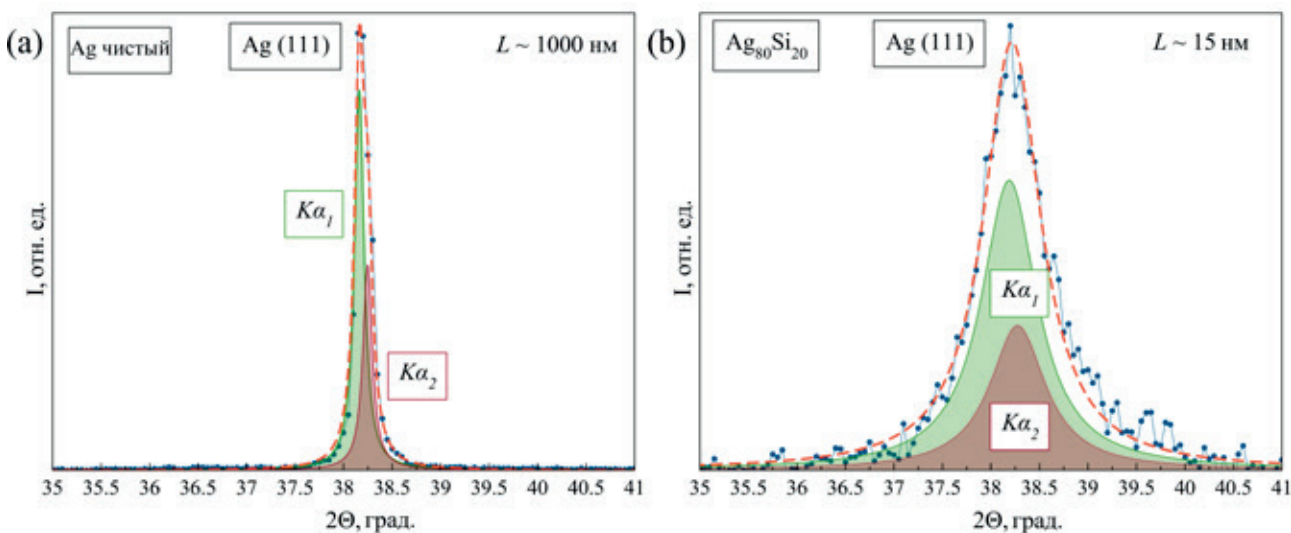


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы ионно-лучевой пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  и чистого серебра, зарегистрированные с большим временем накопления в области рефлекса Ag (111), а также результат их разложения на компоненты  $SuKa_1$  и  $SuKa_2$  функциями Лоренца

Рентгеновские эмиссионные Si  $L_{2,3}$ -спектры пленки  $Ag_{80}Si_{20}$ , полученные при глубинах анализа 10, 35 и 60 нм, представлены на рис. 5. Во всех рентгеновских спектрах наблюдается два максимума интенсивности при  $E = 89$  и  $94.5$  эВ. Наличие данных максимумов интенсивности

обусловлено наличием Si 3s- и O 2p-состояний и характерно для спектра диоксида кремния  $SiO_2$  [29,30], спектр которого для наглядности представлен на том же рисунке. Кроме того, о формировании в пленке  $Ag_{80}Si_{20}$  фазы оксида кремния дополнительно свидетельствует наличие в

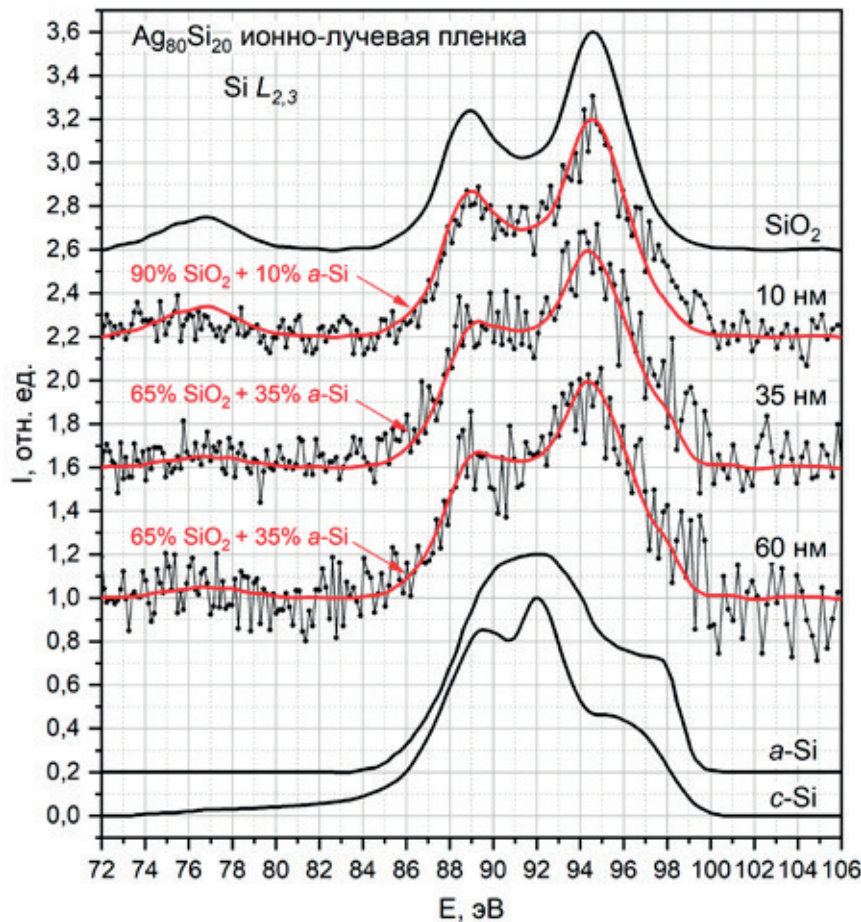
рентгеновском спектре длинноволнового сателлита при 77 эВ. Однако во всех рентгеновских спектрах пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  интенсивность в области 92 эВ заметно выше по сравнению со спектром  $SiO_2$ . Такое увеличение интенсивности спектра при 92 эВ связано с присутствием в пленке  $Ag_{80}Si_{20}$  фазы неокисленного кремния, максимум спектра которого находится в данной энергетической области. Для идентификации фазы неокисленного кремния в пленке  $Ag_{80}Si_{20}$  было проведено моделирование экспериментальных рентгеновских спектров на основе эталонов [24]. Смоделированные спектры представлены на рис. 5 в виде сплошных красных линий. Результаты моделирования показывают, что в поверхностном слое пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  глубиной 10 нм кремний действительно в основном содержится в виде фазы  $SiO_2$ , однако часть атомов кремния (около 10 %) находится в фазе аморфного кремния  $\alpha$ -Si. При этом с увеличением глубины анализа до 35 нм приводит к увели-

чению содержания  $\alpha$ -Si до 35 %, что может быть обусловлено уменьшением влияния поверхностного оксида. В то же время дальнейшее увеличение глубины анализа до 60 нм не приводит к изменению формы рентгеновского спектра, что говорит об однородности фазового состава пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  по глубине.

Таким образом, по данным рентгеновской дифракции и ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии ионно-лучевая пленка  $Ag_{80}Si_{20}$  представляет собой нанокompозитный материал, содержащий в своем составе наногранулы серебра со средним размером около 15 нм, разделенных прослойкой на основе диоксида кремния и аморфного кремния.

### 3.3. Электрические свойства ионно-лучевых пленок $Ag_{80}Si_{20}$

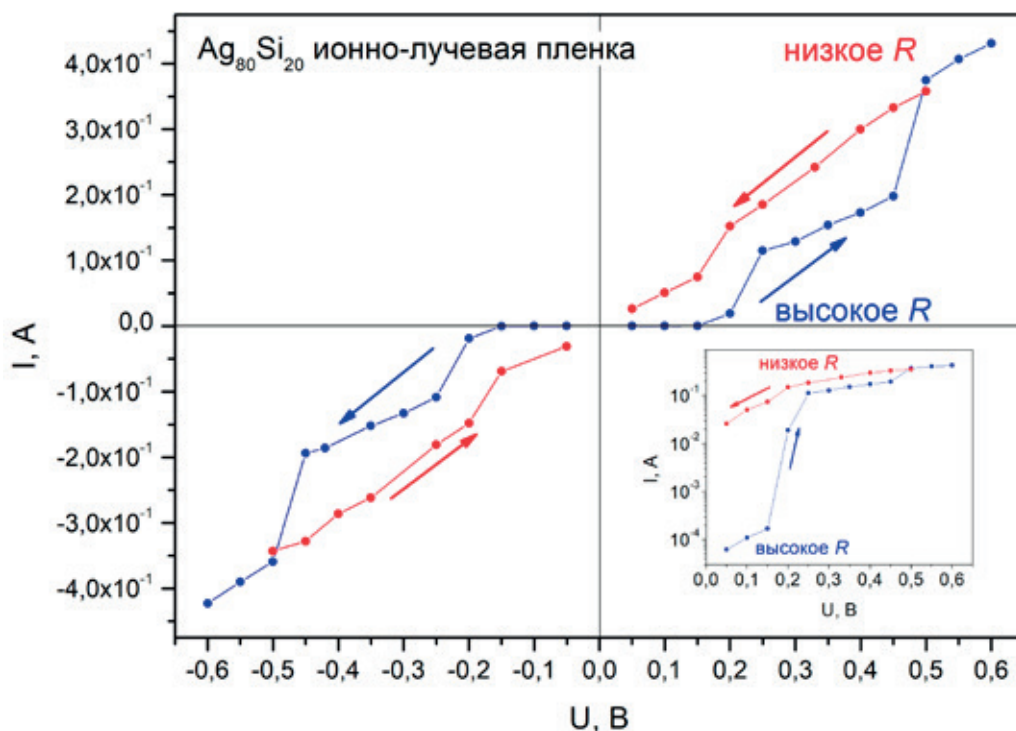
Для исследования электрических свойств ионно-лучевой пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  были измерены вольт-амперные характеристики в планарной



**Рис. 5.** Рентгеновские эмиссионные  $Si L_{2,3}$ -спектры пленки  $Ag_{80}Si_{20}$ , полученные при глубинах анализа 10, 35 и 60 нм, а также спектры эталонов кристаллического кремния (c-Si), аморфного кремния ( $\alpha$ -Si) и диоксида кремния ( $SiO_2$ ). Экспериментальный спектр представлен точками, модель – сплошной красной линией

геометрии образца (рис. 6). Из рис. 6 видно, что при увеличении напряжения от 0 до 0.6 В на ВАХ в области 0.2 В наблюдается скачкообразное изменение регистрируемых значений силы тока от  $1.5 \cdot 10^{-4}$  до 0.1 А (практически на три порядка), величина которого плавно увеличивается при дальнейшем увеличении приложенного напряжения, что хорошо видно на ВАХ в логарифмическом масштабе, представленной на вставке к рис. 6. Оценка значений сопротивления  $R$  пленки  $Ag_{80}Si_{20}$  на двух линейных участках обнаруживает эффект переключения при 0.2 В из высокоомного состояния пленки (~880 Ом) в низкоомное (~1 Ом). При этом в случае уменьшения прикладываемого к пленке напряжения от 0.6 до 0.05 В пленка остается в низкоомном состоянии до момента смены полярности тока, и на ВАХ можно видеть гистерезис. Подобный характер ВАХ наблюдался в случае наногранулированных пленок серебра, полученных термическим испарением с последующим окислением при 100 °С [31], в нанокompозитных пленках  $Ag-SiO_2$ , полученных золь-гель методом, с содержанием Ag ~50 % [14], в нанокompозитных структурах  $Ag-SiO_x$  [12,13]. В таких пленках наночастицы серебра по большей части изолированы либо слоем оксида, либо диэлектрической матрицей, и лишь отдельные

частицы системы контактируют друг с другом. Состояние пленки, в котором отдельные частицы находятся на грани образования связанной системы, называется порогом перколяции. В такой системе переключения могут быть связаны с различными механизмами протекания тока: термически индуцированное туннелирование – при низких полях, туннелирование индуцированное полем – при высоких полях [14, 32]. С другой стороны, эффект переключения может быть связан с образованием под действием напряжения проводящих мостиков (филаментов) в слое диэлектрика (в нашем случае  $SiO_2 + \alpha-Si$ ) между серебряными гранулами [12, 13, 32]. Образование проводящих мостиков в диэлектрике обусловлено взаимодействием атомов Ag на поверхности наногранул с оборванными связями Si с последующей диффузией и постепенным накоплением атомов Ag в диэлектрике [13]. Второй механизм, описывающий эффект переключения в данном случае, представляется преобладающим, поскольку исследуемая ионно-лучевая пленка  $Ag_{80}Si_{20}$  после переключения в низкоомное состояние не возвращается в высокоомное состояние при снятии электрического напряжения, что свидетельствует о структурных изменениях пленки.



**Рис. 6.** Вольт-амперная характеристика ионно-лучевой пленки  $Ag_{80}Si_{20}$ . На вставке представлена прямая ветвь ВАХ в логарифмическом масштабе

#### 4. Выводы

В результате комплексных исследований морфологии, структуры и фазового состава пленки  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  с высоким содержанием серебра (80 ат. %), полученной методом ионно-лучевого распыления, установлено, что пленка представляет собой нанокompозитный материал. По данным рентгеновской дифракции и атомно-силовой микроскопии пленка  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  является наногранулированной со средним размером гранул серебра  $\sim 15\div 30$  нм. Некоторые наночастицы серебра находятся в непосредственном контакте, в то время как часть Ag наночастиц изолированы друг от друга оболочкой, которая по данным ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии состоит из диоксида кремния  $\text{SiO}_2$  и аморфного кремния  $a\text{-Si}$ . При этом в поверхностном слое пленки  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  глубиной 10 нм кремний в основном содержится в виде фазы  $\text{SiO}_2$ , и только около 10 % атомов кремния находится в фазе аморфного кремния  $a\text{-Si}$ . При этом с увеличением глубины анализа до 35 и 60 нм содержание фазы  $a\text{-Si}$  увеличивается до 35 %. По данным УМРЭС фазовый состав ионно-лучевой пленки  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  однороден по глубине. Наногранулированная структура пленки  $\text{Ag}_{80}\text{Si}_{20}$  обуславливает наличие в исследуемом образце эффекта переключения из высокоомного состояния (880 Ом) в низкоомное ( $\sim 1$  Ом) под действием напряжения  $\sim 0.2$  В. Эффект переключения в данном случае может быть связан с образованием проводящих мостиков (филаментов) из атомов Ag в слое диэлектрика (в нашем случае  $\text{SiO}_2 + a\text{-Si}$ ) между серебряными гранулами.

#### 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.

#### Список литературы

1. Dzhagan V., Mazur N., Kapush O., ... Yukhymchuk V. Self-organized SERS substrates with efficient analyte enrichment in the hot Spots. *ACS Omega*. 2024;9(4): 4819–4830. <https://doi.org/10.1021/acsomega.3c08393>

2. Ermina A. A., Solodovchenko N. S., Levitskii V. S., ... Zharova Y. A. Plasmonic disordered array of hemispherical AgNPs on  $\text{SiO}_2@c\text{-Si}$ : their optical and SERS

properties. *Materials Science in Semiconductor Processing*. 2024;169: 107861. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2023.107861>

3. 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>

4. 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>

5. Atwater H. A., Polman A. Plasmonics for improved photovoltaic devices. *Nature Materials*. 2010;9: 205–213. <https://doi.org/10.1038/nmat2629>

6. Cesca T., Michieli N., Kalinic B., Balasa I. G., Rangel-Rojo R., Reyes-Esqueda J. A., Mattei G. Bidimensional ordered plasmonic nanoarrays for nonlinear optics, nanophotonics and biosensing applications. *Materials Science in Semiconductor Processing*. 2019;92: 2–9. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2018.03.025>

7. Lippitz M., Van Dijk M. A., Orrit M. Third-harmonic generation from single gold nanoparticles. *Nano Letters*. 2005;5: 799–802. <https://doi.org/10.1021/nl0502571>

8. Sato R., Ohnuma M., Oyoshi K., Takeda Y. Experimental investigation of nonlinear optical properties of Ag nanoparticles: Effects of size quantization. *Physical Review B*. 2014;90: 1–6. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.90.125417>

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/Ag<sub>2</sub>Si/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 S., Ma W., Luo B., ... Wang L. High-performance porous silicon/nanosilver anodes from industrial low-grade silicon for lithium-ion batteries. *ACS Applied Materials and Interfaces*. 2020;12: 49080–49089. <https://doi.org/10.1021/acsami.0c14157>

12. Li R., Yang H., Zhang Y., ... Huang P. Physical mechanisms and enhancement of endurance degradation of SiOx:Ag-based volatile memristors. *2023 Silicon Nanoelectronics Workshop (SNW)*. 2023;40: 117–118. <https://doi.org/10.23919/SNW57900.2023.10183918>

13. 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>
14. Sarkar D. K., Cloutier F., El Khakani M. A. Electrical switching in sol-gel derived Ag-SiO<sub>2</sub> nanocomposite thin films. *Journal of Applied Physics*. 2005;97: 2–7. <https://doi.org/10.1063/1.1870112>
15. 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>
16. 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>
17. 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>
18. Raeis-Hosseini N., Lim S., Hwang H., Rho J. Reliable Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub>-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>
19. Cuenya B. R. Synthesis and catalytic properties of metal nanoparticles: Size, shape, support, composition, and oxidation state effects. *Thin Solid Films*. 2010;518: 3127–3150. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2010.01.018>
20. Semanova A.A., Semenov A.P., Goodilin E.A., Semenova I.A. Synthesis of Plasmonic Photonic Crystal SiO<sub>2</sub>-Ag Nanostructures by Ion Beam Deposition of Silver Clusters onto Silica Microspheres. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2019; 83: 1415–1418. <https://doi.org/10.3103/S1062873819110200>
21. Lunin L.S., Chebotarev S.N., Pashchenko A.S., Bolobanova L.N. Ion beam deposition of photoactive nanolayers for silicon solar cells. *Inorganic Materials*. 2012; 48: 439–444. <https://doi.org/10.1134/S0020168512050111>
22. Saad A. M., Fedotov A. K., Fedotova J. A., ... Sitnikov A. V. Characterization of (Co<sub>0.45</sub>Fe<sub>0.45</sub>Zr<sub>0.10</sub>)<sub>x</sub>(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>1-x</sub> nanocomposite films applicable as spintronic materials. *Physica Status Solidi C*. 2006;3: 1283–1290. <https://doi.org/10.1002/pssc.200563111>
23. Svito I., Fedotov A. K., Koltunowicz T. N., Saad A. Hopping of electron transport in granular Cu<sub>x</sub>(SiO<sub>2</sub>)<sub>1-x</sub> nanocomposite films deposited by ion-beam sputtering. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015;615: S371–S374. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.01.136>
24. Agarwal B. K. Soft X-ray spectroscopy. *X-Ray Spectroscopy*. Springer, Berlin, Heidelberg; 1979, p. 311–330 [https://doi.org/10.1007/978-3-662-14469-5\\_7](https://doi.org/10.1007/978-3-662-14469-5_7)
25. 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>
26. 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)
27. Domashevskaya E. P., Peshkov Y. A., Terekhov V. A., Yurakov Y. A., Barkov K. A. Phase composition of the buried silicon interlayers in the amorphous multilayer nanostructures [(Co<sub>45</sub>Fe<sub>45</sub>Zr<sub>10</sub>)/a-Si:H]<sub>41</sub> and [(Co<sub>45</sub>Fe<sub>45</sub>Zr<sub>10</sub>)<sub>35</sub>(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>65</sub>]/a-Si:H]<sub>41</sub>. *Surface and Interface Analysis*. 2018;50: 1265–1270. <https://doi.org/10.1002/sia.6515>
28. 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>
29. Ковба Л. М., Трунов В. К. Рентгенофазовый анализ. М.: Издательство МГУ; 1976, 232 с.
30. Jain R. A review on the development of XRD in ferrite nanoparticles. *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*. 2022;35: 1033–1047. <https://doi.org/10.1007/s10948-022-06213-9>
31. Wiech G., Feldhütter H. O., Šimůnek A. Electronic structure of amorphous SiO<sub>x</sub>:H alloy films studied by X-ray emission spectroscopy: Si K, Si L, and O K emission bands. *Physical Review B*. 1993;47: 6981–6989. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.47.6981>
32. Некрашевич С. С., Гриценко В. А. Электронная структура оксида кремния (Обзор). *Физика твердого тела*. 2014;56: 209. Режим доступа: <https://elibrary.ru/item.asp?id=21310839>
33. Gladskikh I. A., Gushchin M. G., Vartanyan T. A. Resistance switching in Ag, Au, and Cu films at the percolation threshold. *Semiconductors*. 2018;52: 671–674. <https://doi.org/10.1134/S1063782618050093>
34. Vartanyan T. A., Gladskikh I. A., Leonov N. B., Przhibel'skii S. G. Fine structures and switching of electrical conductivity in labyrinth silver films on sapphire. *Physics of the Solid State*. 2014;56: 816–822. <https://doi.org/10.1134/S1063783414040349>

### Информация об авторах

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

венный университет (Воронеж, Российская Федерация).

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

*Терехов Владимир Андреевич*, д. ф.-м. н., профессор, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-0668-4138>  
terekhov@phys.vsu.ru

*Нестеров Дмитрий Николаевич*, к. ф.-м. н., доцент кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-2462-7153>  
nesterov@phys.vsu.ru

*Величко Кирилл Евгеньевич*, инженер-технолог 3 категории, АО «НИИЭТ» (Воронеж, Россия).

*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

*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

*Канькин Сергей Владимирович*, к. ф.-м. н., доцент кафедры материаловедения и индустрии наносистем, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0001-8756-5722>  
svkannykin@gmail.com

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

iezan@mail.ru

*Агапов Борис Львович*, к. т. н., Центр коллективного пользования научным оборудованием, Воронежский государственный университет, АО «Научно-исследовательский институт электронной техники» (Воронеж, Российская Федерация).

b.agapov2010@yandex.ru

*Родивилов Сергей Владимирович*, ведущий инженер-технолог, АО «НИИЭТ» (Воронеж, Российская Федерация).

*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

*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

*Рябцев Станислав Викторович*, д. ф.-м. н., в. н. с., совместная научно-образовательная лаборатория «Атомное и электронное строение функциональных материалов» Воронежского государственного университета и Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0001-7635-8162>  
ryabtsev@phys.vsu.ru

*Гречкина Маргарита Владимировна*, ведущий электроник кафедры физики полупроводников и микроэлектроники, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-7873-8625>  
grechkina\_m@mail.ru

*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 09.11.2023; одобрена после рецензирования 05.12.2023; принята к публикации 14.12.2023; опубликована онлайн 01.10.2024.*