

Фотоэлектрические свойства композитных слоев Si с наночастицами Ag, полученных ионной имплантацией и лазерным отжигом

© Р.И. Баталов¹, В.И. Нуждин¹, В.Ф. Валеев¹, Н.И. Нургазизов¹,
А.А. Бухараев¹, Г.Д. Ивлев², А.Л. Степанов¹

¹ Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского,
Федеральный исследовательский центр „Казанский научный центр РАН“,
420029 Казань, Россия

² Белорусский государственный университет,
220030 Минск, Беларусь

e-mail: batalov@kfti.knc.ru

Поступила в редакцию 20.09.2018 г.

Исследованы структурные и фотоэлектрические свойства композитных слоев Ag:Si, сформированных в приповерхностной области монокристаллической подложки *c*-Si высокодозной имплантацией ионов Ag⁺ с последующим импульсным лазерным отжигом (ИЛО). Установлено, что в результате ионной имплантации максимальная концентрация примеси Ag ($N_{Ag} \sim 4 \cdot 10^{22}$ ат/см³) сосредоточена вблизи поверхности и падает до уровня $\sim 10^{19}$ ат/см³ на глубине ~ 60 нм. При этом в сформированном тонком слое аморфизованного Si (*a*-Si) содержались наночастицы Ag и включения оксида серебра (Ag₂O). В условиях ИЛО достигается плавление приповерхностной области и диффузионное перераспределение имплантированной примеси, что приводит к повышенной концентрации Ag вблизи поверхности и на глубине 60 нм. Темновые вольт-амперные характеристики перехода между слоем Ag:Si и подложкой *p*-Si показали формирование диодной структуры в результате ИЛО. Измерения фотопроводимости на сформированных образцах демонстрируют наличие фотоотклика (фото-ЭДС) в области длин волн 500–1200 нм, интенсивность которого повышалась для образцов, подвергнутых ИЛО при увеличении плотности энергии в импульсе. Полученные результаты демонстрируют потенциальную возможность применения композитных слоев Ag:Si и метода их формирования в технологии фотоприемных устройств.

DOI: 10.21883/OS.2019.02.47207.278-18

Введение

Комбинирование Si-структур с осажденными или внедренными металлическими наночастицами (НЧ), например Ag или Au, проявляющими локализованный поверхностный плазмонный резонанс (ЛППР) [1], является одним из подходов к улучшению чувствительности фотоприемников и повышению эффективности преобразования световой энергии в электрическую в солнечных элементах. В зависимости от размеров металлических НЧ данный эффект приводит либо к усилению ЛППР-поглощения света (5–50 нм), либо к увеличению его рассеяния (50–150 нм) [1]. При освещении светом подобных структур наблюдается повышенная генерация фототока [2–4], в том числе в области прозрачности Si ($\lambda > 1200$ нм), за счет инжекции „горячих“ электронов из плазмонных металлических НЧ в полупроводниковую матрицу через барьер Шоттки на границе их раздела [5,6].

Формирование заглубленных под поверхностью матрицы плазмонных НЧ представляет особый интерес в сравнении с осажденными лишь на поверхности, поскольку в этом случае увеличивается площадь контакта НЧ с матрицей, что способствует большей эффективности инжекции носителей. Одним из методов создания НЧ определенных размеров и на заданной глубине

является высокодозная ионная имплантация, которая в отдельных случаях может сочетаться с последующим термическим отжигом [7]. Такая термическая обработка ведет к устранению структурных дефектов облучаемой матрицы, созданных имплантацией, а также стимулирует образование металлических НЧ. Ранее формирование НЧ Ag в Si проводилось методом ионной имплантации [7], в том числе с последующим термическим отжигом при $T > 400^\circ\text{C}$ [8–10]. Однако было установлено, что такой отжиг приводит к потере примеси Ag из тонкого имплантированного слоя в результате его испарения или диффузии вглубь кристалла [8,10].

В работе [11] с целью быстрой кристаллизации аморфизованного слоя матрицы Si нами применен наносекундный лазерный отжиг слоев Si с НЧ Ag (Ag:Si), синтезированных при ионной имплантации. Было установлено, что при плотностях энергии $W = 1.2\text{--}1.8\text{ Дж/см}^2$ лазерного облучения Ag:Si в результате происходящих фазовых переходов в кристаллической матрице Si повторно формировались НЧ Ag различных размеров (5–50 нм) с характерной полосой плазмонного резонанса, регистрируемого по оптическому отражению на длине волны ~ 830 нм [12]. В настоящей работе изучались атомный состав, структурное состояние и фотоэлектрические характеристики исходных и лазерномодифицированных слоев Ag:Si.

Эксперимент

В качестве подложек использовались полированные пластины монокристалла *c*-Si *p*-типа проводимости с ориентацией (111) и удельным сопротивлением $20 \text{ Ohm} \cdot \text{cm}$, толщиной $400 \mu\text{m}$. Имплантация ионами Ag^+ проводилась на ионном ускорителе ИЛУ-3 при вакууме 10^{-5} Torr с водяным охлаждением облучаемой мишени с образцами. Для получения композитных слоев $\text{Ag}:\text{Si}$ в подложку *c*-Si внедрялись ионы Ag^+ с энергией $E = 30 \text{ keV}$, дозой $D = 1.5 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$ при плотности ионного тока $J = 8 \mu\text{A/cm}^2$.

Кристаллизация сформированных имплантацией аморфных слоев $\text{Ag}:\text{Si}$ производилась на воздухе моноимпульсным ($\tau_p = 80 \text{ ns}$) излучением рубинового лазера ($\lambda = 0.694 \mu\text{m}$). Плотность энергии в лазерном импульсе W задавалась равной 1.2, 1.5 и 1.8 J/cm^2 . Диаметр пятна на образце составлял 4 mm , а неоднородность распределения энергии по площади пятна была не выше $\pm 5\%$. Кристаллическая структура и фазовый состав образцов до и после ИЛО исследовалась методом рентгеновской дифракции в скользящих лучах (РДСЛ) на дифрактометре ДРОН-7 при угле падения рентгеновского пучка $\varphi = 1 - 3^\circ$ на длине волны $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ ($\text{CuK}\alpha$).

Глубинное распределение атомов Ag в имплантированном слое $\text{Ag}:\text{Si}$ до и после ИЛО исследовалось методом время-пролетной вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) на установке TOF.SIMS5 (IONTOF). Уровень вакуума в камере в процессе измерений составлял $\sim 10^{-10} \text{ Torr}$. Послойный анализ образцов проводился путем зондирования поверхности субнаносекундным пучком ионов Vi^+ (25 keV , 0.3 pA), а ее травление — микросекундным пучком ионов Cs^+ (1 keV , 75 nA). Данная последовательность повторялась с частотой $2 - 50 \text{ kHz}$, что соответствует длительности цикла $20 - 500 \mu\text{s}$. Глубина кратера травления измерялась механическим профилометром Talystep (Taylor—Hobson). Величина полной глубины кратера использовалась для перевода шкалы времени профиля послойного анализа в шкалу глубин в предположении, что скорость распыления оставалась неизменной на протяжении всего цикла травления. Перевод шкалы ионного тока распыляемых вторичных ионов в шкалу концентрации примеси был проведен путем деления тока примесного иона всех изотопов данного элемента на ток ионов матрицы (Si) и умножением данного отношения на коэффициент относительной чувствительности элемента в Si. Сам коэффициент вычислялся на основании измерения соответствующего стандартного образца, полученного низкодозной имплантацией ($\text{Si} \leftarrow \text{Ag}^+$, $E = 30 \text{ keV}$, $D = 10^{14} \text{ ion/cm}^2$) в предположении отсутствия распыления Ag в данном режиме.

Электрические и спектральные фотозлектрические свойства полученных образцов исследовались при комнатной температуре (300 K) путем измерения темновых

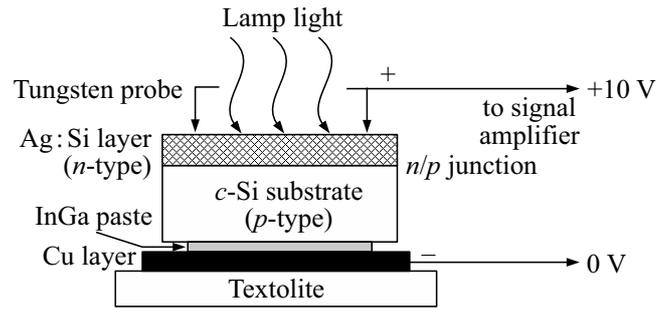


Рис. 1. Схематическое изображение измерения ФП на диодной структуре $n\text{-Ag}:\text{Si}/p\text{-Si}$.

вольт-амперных характеристик (ВАХ) и фотопроводимости (ФП) при подключении контактов к слою $\text{Ag}:\text{Si}$ и к подложке *p*-Si. Тип проводимости образцов до и после ИЛО контролировался методом термо-ЭДС. При измерениях ФП образец располагался у выходной щели монохроматора МДР-206 (ЛОМО) и освещался сфокусированным линзой в пятно диаметром 4 mm светом от лампы накаливания мощностью 150 W . При этом мощность светового пучка на образце составляла $\sim 1 \text{ mW/cm}^2$ в зависимости от длины волны ($\lambda = 0.4 - 1.2 \mu\text{m}$). Сфокусированный свет лампы освещал входную щель монохроматора и прерывался модулятором с частотой 500 Hz . Схема поперечной структуры образца $\text{Ag}:\text{Si}/p\text{-Si}$ при измерениях ФП приведена на рис. 1. Электрический контакт к отожженному лазером участку образца $\text{Ag}:\text{Si}$ (пятно диаметром 4 mm) осуществлялся парой заостренных вольфрамовых зондов. Для формирования омического контакта на обратную сторону образца (подложка *p*-Si) наносилась жидкая InGa-паста. Измерения ФП проводились с приложением к образцу обратного смещения $U = +10 \text{ V}$ и сравнивались с данными при $U = 0$. Измеряемый сигнал напряжения (фото-ЭДС) для различных длин волн света первоначально поступал на быстродействующий малошумящий усилитель сигналов AMP-PLN05 (СРТА). Далее усиленный сигнал вместе с электрическим сигналом от модулятора поступали на плату синхронного детектирования SDM (LED Microsensor NT). С платы SDM сигнал поступал на 24-разрядный аналого-цифровой преобразователь (АЦП), после чего обрабатывался на компьютере. Результирующий спектр ФП получался путем вычитания спектра темнового сигнала из спектра, полученного при освещении образца.

Результаты и обсуждение

Рассмотрим распределение по глубине примесей серебра (Ag) и кислорода (O) в приповерхностной области Si после имплантации ионов Ag^+ и последующего ИЛО. На рис. 2 приведены глубинные профили концентрации атомов Ag и O до и после ИЛО ($W = 1.5 \text{ J/cm}^2$),

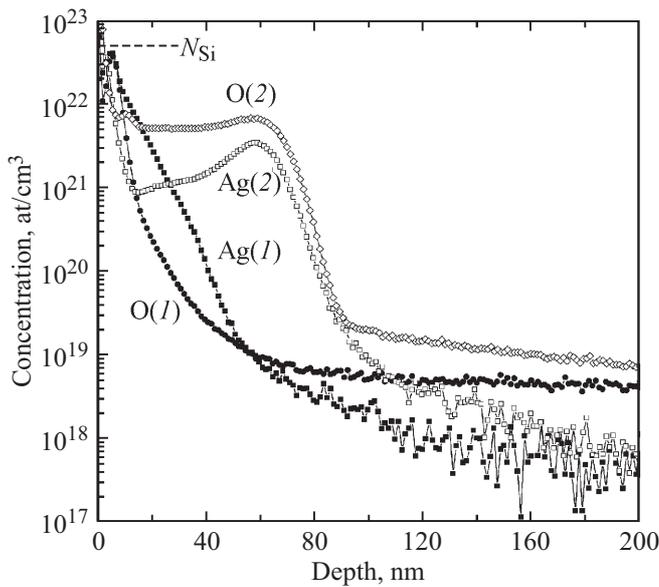


Рис. 2. Глубинное распределение атомов Ag и O в имплантированном слое Ag:Si до ИЛО (кривые 1) и после ИЛО с $W = 1.5 \text{ J/cm}^2$ (кривые 2), полученное методом ВИМС. Штриховая линия — атомарная концентрация Si, равная $5 \cdot 10^{22} \text{ at/cm}^3$.

полученные методом ВИМС. Согласно полученным данным, максимум концентрации атомов Ag в имплантированном образце ($W = 0$) находится вблизи поверхности на глубине 5 nm, характеризуется величиной $N_{\text{Ag}} \sim 4 \cdot 10^{22} \text{ at/cm}^3$, что соответствует 80% относительно атомарной концентрации Si ($N_{\text{Si}} = 5 \cdot 10^{22} \text{ at/cm}^3$), и падает до уровня $\sim 10^{19} \text{ at/cm}^3$ на глубине $\sim 60 \text{ nm}$. Также установлено, что профиль атомов O почти повторяет профиль атомов Ag вблизи поверхности. При этом ширина профиля O на половине его высоты ($\sim 20 \text{ nm}$) меньше ширины, чем у профиля Ag ($\sim 40 \text{ nm}$). Пористая структура поверхности имплантированного слоя Ag:Si с глубиной пор до 40 nm [7,11] может являться причиной высокого содержания O по глубине, анализируемого с помощью ВИМС слоя, из-за его адсорбции из атмосферы при выдержке образцов на воздухе и, как следствие, проникновения O в эти поры.

Концентрационный профиль Ag в образце, подвергнутом ИЛО с $W = 1.5 \text{ J/cm}^2$, состоит из двух пиков (рис. 2). Первый (узкий) пик располагается вблизи поверхности на глубине 5 nm с максимальной концентрацией ($\sim 3.5 \cdot 10^{22} \text{ at/cm}^3$), а второй (широкий) находится на глубине $\sim 60 \text{ nm}$ с величиной содержания Ag на порядок меньшей ($\sim 4 \cdot 10^{21} \text{ at/cm}^3$), чем в первом пике. Известно, что примесь Ag характеризуется низкой растворимостью в Si ($\sim 10^{16} \text{ at/cm}^3$) [13]. В то же время для большинства малорастворимых примесей в Si, например примесей переходных металлов, характерно их вытеснение к поверхности фронтом кристаллизации (сегрегация) и образование ячеистых структур в приповерхностной области образца в результате проведения ИЛО [14].

Такие структуры представляют собой „столбы“ Si, прорастающие к поверхности (в процессе отвердевания расплавленного слоя) и разделенные стенками, в которых преимущественно сосредоточена внедренная примесь металлов. В работе [15] демонстрировалось образование подобной ячеистой структуры в слое Si, имплантированном ионами $^{197}\text{Au}^-$ и облученном эксимерным лазером в режимах достижения плавления имплантационного слоя. При этом авторы [15] также наблюдали появление двух пиков в глубинном распределении атомов Au в Si: как вблизи поверхности, так и на глубине, на которой зарождались ячеистые структуры и соответствующей максимальной толщине расплава. Можно предположить, что аналогичный эффект образования ячеистых структур имеет место и в нашем случае. Также стоит отметить, что интегрирование площадей под кривыми профилей Ag показало (рис. 2), что общая концентрация Ag после ИЛО уменьшается на 25% вследствие его испарения из образца. Как видно из рис. 2, диффузия Ag вглубь образца практически отсутствует.

Глубинный профиль распределения атомов кислорода в имплантированном образце после ИЛО подобен аналогичному профилю Ag, превышая его по величине концентрации по всей глубине. Виден интенсивный узкий пик O вблизи поверхности, а также глубинный пик O, совпадающий по положению с пиком Ag. Это обстоятельство позволяет предполагать возможное окисление Ag в пределах расплавленного слоя Si при высокой температуре в процессе ИЛО.

Исследование имплантированных образцов методом РДСЛ (рис. 3) свидетельствует о формировании аморфизованного Si, содержащего кристаллические фазы Ag (в виде НЧ [11]) и оксида серебра (Ag_2O). Воздействие на слой Ag:Si лазерного импульса с $W = 1.5 \text{ J/cm}^2$

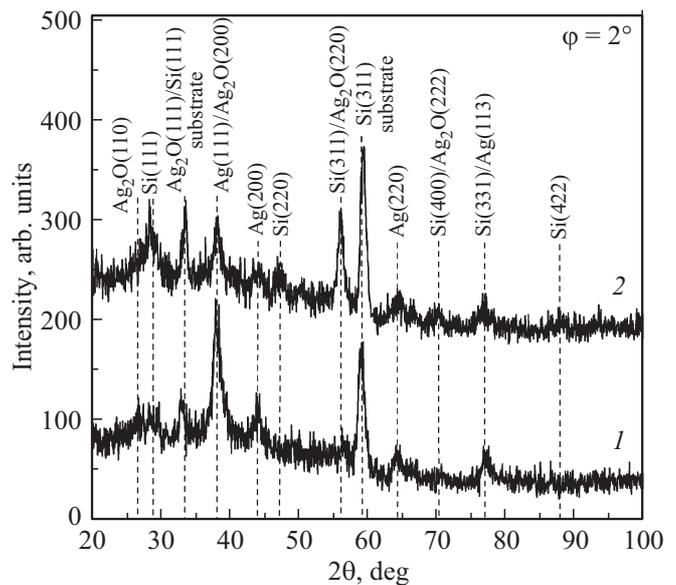


Рис. 3. Спектры РДСЛ имплантированного слоя Ag:Si до ИЛО (1) и после ИЛО с $W = 1.5 \text{ J/cm}^2$ (2), снятые при угле падения рентгеновского пучка $\varphi = 2^\circ$.

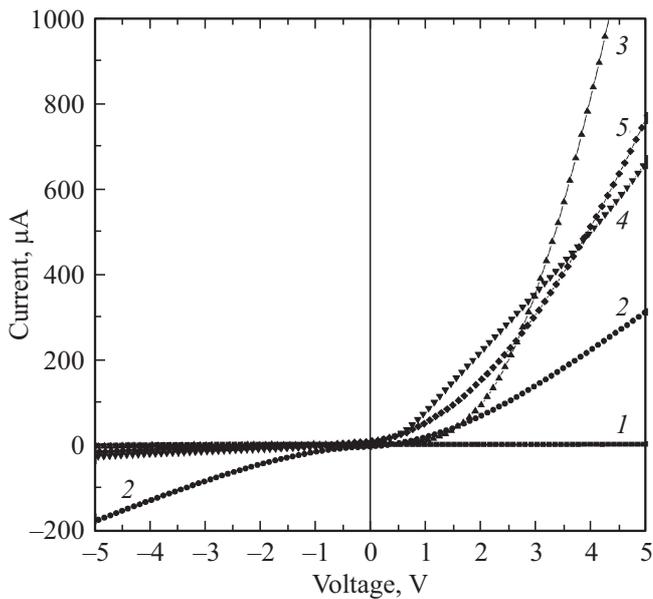


Рис. 4. Темновые ВАХ исходной подложки *p*-Si (1), имплантированного слоя Ag:Si на подложке *p*-Si до ИЛО (2) и после ИЛО с $W = 1.2$ (3), 1.5 (4) и 1.8 J/cm^2 (5).

привело к появлению пиков, соответствующих поликристаллическому Si, при некотором уменьшении интенсивности пиков, относящихся к фазам Ag и Ag_2O .

Измерение темновой ВАХ (рис. 4) исходной подложки *p*-Si показало практически нулевой ток, характерный для слабо легированного полупроводника для выбранного диапазона напряжений ($\pm 5 \text{ V}$). ВАХ имплантированного образца Ag:Si/*p*-Si (до ИЛО, $W = 0$) демонстрирует симметричные ветви при приложении прямого и обратного напряжений, что характеризует образование омического контакта между аморфизованным слоем и подложкой *c*-Si. После ИЛО ($W \geq 1.2 \text{ J/cm}^2$) наблюдается значительное преобладание тока в прямой ветви (положительный диапазон напряжений) над током в обратной ветви (отрицательный диапазон напряжений), что означает формирование *n-p*-перехода (диодной структуры *n*-Ag:Si/*p*-Si). Измерения типа проводимости слоя Ag:Si методом термо-ЭДС подтвердили образование *n*-типа в слое Ag:Si после ИЛО, что не наблюдалось до лазерного отжига. Следует отметить более резкое возрастание тока при меньших значениях напряжения в прямой ветви ВАХ для образцов, подвергнутых ИЛО с $W = 1.5$ и 1.8 J/cm^2 , в сравнении со случаем $W = 1.2 \text{ J/cm}^2$. Данное обстоятельство, вероятно, связано с изменением структуры слоя Ag:Si, а именно с устранением аморфной фазы в слое в результате быстрой рекристаллизации расплава Ag:Si (рис. 3 и [11]).

В результате такой обработки некоторая часть атомов Ag, не образовавшая НЧ и растворенная в Si, может внедриться в узлы кристаллической решетки Si, став электрически активной (донорной) примесью [16], по

аналогии с фосфором в *p*-Si. При этом, если концентрация дополнительных электронов донорной примеси Ag превысит концентрацию дырок в подложке *p*-Si ($N_p \sim 10^{15} \text{ cm}^{-3}$), тип проводимости слоя Ag:Si изменится на электронный (*n*-тип). Схожая инверсия проводимости наблюдалась в работе [17], где авторы проводили имплантацию ионов $^{197}\text{Au}^-$ в подложку *n*-Si с последующим ИЛО, в результате которого слой Au:Si приобретал дырочный тип проводимости, а темновые ВАХ показывали выпрямляющее поведение перехода легированный слой/подложка. При этом инжекция электронов из сформированных НЧ Ag в матрицу *p*-Si в темновых условиях, как возможная причина инверсии проводимости в нашем случае, маловероятна ввиду существования барьера Шоттки на границе раздела Ag/*p*-Si (работа выхода Ag ($4.52\text{--}4.74 \text{ eV}$) и Si (4.6 eV) [18]). Такой механизм возможен при наличии освещения, необходимого для преодоления барьера Шоттки [5,6].

На рис. 5 приведены спектры ФП, измеренные на сформированных последовательно ионной имплантацией и ИЛО диодных структурах *n*-Ag:Si/*p*-Si. Спектральные зависимости были измерены по схеме (рис. 1) как с приложением ($U = +10 \text{ V}$), так и без ($U = 0$) обратного смещения. Из полученных зависимостей (рис. 5) видно, что ИЛО с $W = 1.2 \text{ J/cm}^2$ (при $U = 0$) приводит к появлению относительно слабого сигнала ФП в области длин волн $600\text{--}1050 \text{ nm}$ с максимумом при $\sim 930 \text{ nm}$. Спад сигнала для $\lambda \geq 1000 \text{ nm}$ связан с уменьшением коэф-

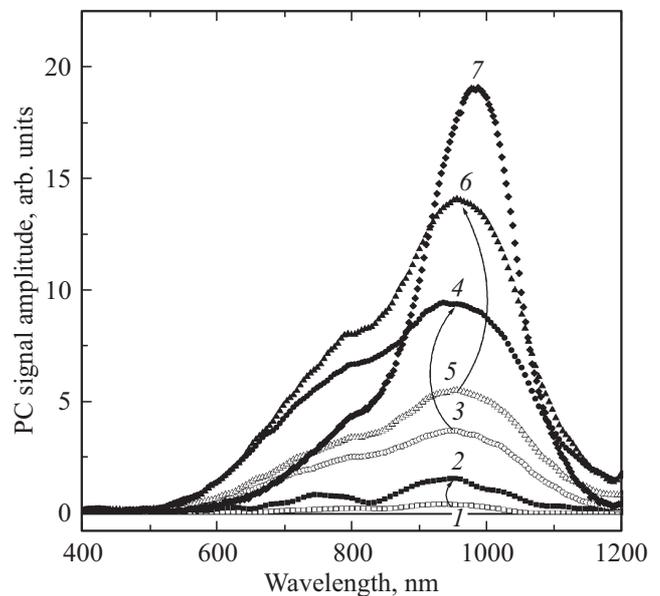


Рис. 5. Спектры ФП, измеренные на имплантированном слое Ag:Si на подложке *p*-Si после ИЛО с $W = 1.2 \text{ J/cm}^2$ без подачи обратного смещения $U = 0$ (1) и с подачей смещения $U = +10 \text{ V}$ (2), после ИЛО с $W = 1.5 \text{ J/cm}^2$ при $U = 0$ (3) и при $U = +10 \text{ V}$ (4), после ИЛО с $W = 1.8 \text{ J/cm}^2$ $U = 0$ (5) и при $U = +10 \text{ V}$ (6). Также показан спектр ФП на промышленном фотодиоде ФД-27К при $U = +10 \text{ V}$ (7). Стрелки указывают на рост сигнала для каждого образца при подаче обратного смещения.

фициента поглощения света Si в данном диапазоне. При приложении к образцу обратного смещения ($U = 10\text{ V}$) наблюдается рост амплитуды сигнала ФП в диапазоне длин волн 500–1100 nm, характерный для фотодиодов. Для образца, подвергнутого ИЛО с $W = 1.5\text{ J/cm}^2$ (при $U = 0$), наблюдается возрастание амплитуды сигнала ФП по отношению к образцу, подвергнутому ИЛО с меньшей W . Наблюдаемое повышение сигнала ФП может быть связано с полной кристаллизацией аморфизованного слоя Ag:Si в данном режиме ИЛО (рис. 3). Приложение обратного смещения к данному образцу также сопровождалось ростом амплитуды сигнала ФП. Видно, что наибольшая интенсивность сигнала ФП соответствует образцу, лазерно-отожженному при $W = 1.8\text{ J/cm}^2$ (при $U = 10\text{ V}$).

На рис. 5 также показан спектр ФП, измеренный на типовом фотодиоде марки ФД-27К, при приложении к нему аналогичного смещения ($U = +10\text{ V}$). Видно, что фотодиод демонстрирует несколько иную спектральную фоточувствительность, чем изготовленные образцы, в частности меньшую амплитуду сигнала для длин волн короче 900 nm и более высокую вблизи фундаментального края Si в сравнении с образцом Ag:Si, подвергнутому ИЛО при $W = 1.8\text{ J/cm}^2$. Сравнение интегрального сигнала для данного образца Ag:Si и фотодиода ФД-27К показывает преимущество образца на 15%. Таким образом, можно утверждать, что сформированный нами образец с диодной структурой $n\text{-Ag:Si}/p\text{-Si}$, содержащей НЧ Ag, обладает фоточувствительностью, сравнимой с таковой для промышленного изделия. Возможно, что дальнейшая оптимизация процесса создания фотодиода с НЧ Ag в плане режимов имплантации, импульсного отжига, формирования меза-диода с пониженными токами утечки и осаждения омических металлических контактов к нему позволит повысить фоточувствительность исследуемых структур.

Заключение

На основе применения отработанной ранее комбинации методов высокодозной ионной имплантации и ИЛО с инициированием фазовых превращений (наносекундный нагрев \rightarrow плавление \rightarrow кристаллизация) сформированы тонкие композитные слои Ag:Si, содержащие НЧ Ag с размерами 5–50 nm. Установлено, что в результате лазерной обработки примесь Ag преимущественно сосредоточена как у самой поверхности, так и на глубине $\sim 60\text{ nm}$ вследствие эффектов сегрегации и образования ячеистых структур. Обнаружено, что наряду с Ag в образцах присутствует примесь кислорода, вероятно, адсорбированного из атмосферы пористой структурой имплантированного слоя и его диффузии вглубь образца при ИЛО. Измерения методом рентгеновской дифракции свидетельствуют о поликристаллической структуре слоя Ag:Si после ИЛО с включениями кристаллических фаз Ag и Ag₂O. Темновые ВАХ между слоем Ag:Si и

подложкой $p\text{-Si}$ показали переход от омического поведения к выпрямляющему диодному в результате лазерной обработки образцов. Предполагается, что возникновение электронной проводимости в слое Ag:Si (в темновых условиях) связано с донорным характером части примесных атомов Ag, формирующих пересыщенный твердый раствор в Si. Измерения ФП на полученной диодной структуре $n\text{-Ag:Si}/p\text{-Si}$ показали наличие интенсивного сигнала в спектральной области длин волн 500–1200 nm, амплитуда которого возрастает для образцов, подвергнутых ИЛО при увеличении плотности энергии в импульсе. Полученные результаты указывают на принципиальную возможность создания фотодиодных структур на основе композитных слоев Ag:Si с использованием методов ионной имплантации и ИЛО, которые в совокупности могут быть эффективно применены в технологии подобных оптоэлектронных структур.

Работа была выполнена в рамках гранта РФФИ № 17-12-01176. ВИС-измерения были выполнены на оборудовании ЦКП „Диагностика микро- и наноструктур“ Ярославского филиала ФТИ РАН. Авторы выражают благодарность С.Г. Симакину за их проведение. Также авторы выражают благодарность В.А. Шустову за проведение рентгеновских измерений.

Список литературы

- [1] Garcia M.A. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2011. V. 44. P. 283001.
- [2] Stuart H.R., Hall D.G. // Appl. Phys. Lett. 1998. V. 73. P. 3815.
- [3] Schaadt D.M., Feng B., Yu E.T. // Appl. Phys. Lett. 2005. V. 86. P. 063106.
- [4] Dzhabarov T.D., Pashaev A.M., Tagiev B.G., Aslanov S.S., Ragimov S.H., Aliev A.A. // Adv. Nano Res. 2015. V. 3. P. 133.
- [5] Moulin E.A., Paetzold U.W., Pieters B.E., Reetz W., Carius R. // J. Appl. Phys. 2013. V. 113. P. 144501.
- [6] Knight M.W., Sobhani H., Nordlander P., Halas N.J. // Science. 2011. V. 332. P. 702.
- [7] Stepanov A.L. Ion Implantation Synthesis and Optics of Metal Nanoparticles. Mauritius: Lambert Acad. Publ., 2018. 437 с.
- [8] Seo H.W., Chen Q.Y., Rusakova I.A., Zhang Z.H., Wijesundera D., Yeh S.W., Wang X.M., Tu L.W., Ho N.J., Wu Y.G., Zhang H.X., Chu W.K. // Nucl. Instrum. Meth. B. 2012. V. 292. P. 50.
- [9] Dhoubhadel M.S., Lakshantha W.J., Lightbourne S., D'Souza F., Rout B., McDaniel F.D. // AIP Conf. Proceed. 2015. V. 1671. P. 020003.
- [10] Li W., Xiao X., Dai Z., Wu W., Cheng L., Mei F., Zhang X., Jiang C. // J. Phys.: Condens. Matter. 2016. V. 28. P. 254003.
- [11] Баталов Р.И., Воробьев В.В., Нуждин В.И., Валеев В.Ф., Бизяев Д.А., Бухараев А.А., Баязитов Р.М., Осин Ю.Н., Ивлев Г.Д., Степанов А.Л. // Опт. и спектр. 2018. Т. 125. № 4. С. 549.
- [12] Степанов А.Л., Воробьев В.В., Нуждин В.И., Валеев В.Ф., Осин Ю.Н. // Журн. прикл. спектр. 2017. Т. 84. № 5. С. 726.
- [13] Глазов В.М., Земсков В.С. Физико-химические основы легирования полупроводников. М.: Наука, 1967. 372 с.

- [14] Двуреченский А.В., Качурин Г.А., Худаев Е.В., Смирнов Л.С. Импульсный отжиг полупроводниковых материалов. М.: Наука, 1982. 208 с.
- [15] Recht D., Smith M.J., Charnvanichborikarn S., Sullivan J.T., Winkler M.T., Mathews J., Warrender J.M., Buonassisi T., Williams J.S., Gradecak S., Aziz M.J. // J. Appl. Phys. 2013. V. 114. P. 124903(1-8).
- [16] Baber N., Grimmeiss H.G., Kleverman M., Omling P., Zafar Iqbal M. // J. Appl. Phys. 1987. V. 62. P. 2853
- [17] Mailoa J.P., Akey A.J., Simmons C.B., Hutchinson D., Mathews J., Sullivan J.T., Recht D., Winkler M.T., Williams J.S., Warrender J.M., Persans P.D., Aziz M.J., Buonassisi T. // Nat. Commun. 2014. V. 5. P. 3011(1-8).
- [18] Lide D.R. CRC Handbook of Chemistry and Physics. Table 12–124. 2003–2004. 2475 p.