

08

Формирование композиционного материала на основе GeSi с наночастицами Ag методом ионной имплантации

© Р.И. Баталов,¹ В.В. Воробьев,² В.И. Нуждин,¹ В.Ф. Валеев,¹ Р.М. Баязитов,¹
Н.М. Лядов,¹ Ю.Н. Осин,² А.Л. Степанов^{1,2,3}

¹ Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского Казанского научного центра РАН,
420029 Казань, Россия

² Казанский федеральный университет,
420008 Казань, Россия

³ Казанский национальный исследовательский технологический университет,
420015 Казань, Россия
e-mail: batalov@kfti.knc.ru

(Поступило в Редакцию 7 апреля 2016 г.)

Представлены результаты сравнительного исследования структурных и оптических свойств композиционных слоев, сформированных имплантацией монокристаллического кремния (*c*-Si) ионами Ge⁺ (40 keV / 1 · 10¹⁷ ion/cm²), Ag⁺ (30 keV / 1.5 · 10¹⁷ ion/cm²), а также последовательным облучением Ge⁺ и Ag⁺. Установлено, что внедрение ионов Ge⁺ приводит к образованию мелкозернистого аморфного поверхностного слоя Ge:Si толщиной 60 nm с размером отдельных зерен 20–40 nm. При имплантации *c*-Si ионами Ag⁺ сформирована субмикронная пористая аморфная структура *a*-Si толщиной ~ 50 nm, содержащая ионно-синтезированные наночастицы Ag. Показано, что внедрение ионов Ag⁺ в слой Ge:Si стимулирует образование пор с наночастицами Ag с более однородным распределением по размерам. В спектрах отражения имплантированных слоев Ag:Si и Ag:GeSi наблюдалось резкое снижение интенсивности в ультрафиолетовой области (220–420 nm) относительно *c*-Si более, чем на 50% вследствие аморфизации и структуризации его поверхности. Образование наночастиц Ag в имплантированных слоях сопровождалось появлением в оптических спектрах селективной полосы плазмонного резонанса с максимумом при ~ 820 nm. Впервые на практике показаны технологические пути получения нового композиционного материала на основе GeSi с наночастицами Ag.

Введение

К настоящему времени быстродействие интегральных микросхем на основе Si приближается к своему фундаментальному пределу и поэтому на практике интенсивно исследуются альтернативные материалы, совместимые с традиционно используемыми в существующих технологиях, например сплавы Ge_xSi_{1-x}. Так, в середине 2015 г. фирмой IBM был продемонстрирован тестовый микропроцессор с количеством транзисторов до 20 миллиардов, выполненный по 7-nm технологии с использованием сплавов Ge_xSi_{1-x} [1], обладающих более высокой подвижностью носителей заряда по сравнению с Si [2].

Сплавы Ge_xSi_{1-x} характеризуются различной шириной запрещенной зоны ($E_g = 0.67–1.1$ eV), зависящей от долевого состава x , и находят применение также и в оптоэлектронике при создании модуляторов, фотоприемников и светодиодов, работающих в ближней ИК области (1.1–1.7 μm) [2–6]. Поэтому возможность интеграции компонент микро- и оптоэлектронной элементных баз на основе новых композиционных материалов имеет особую актуальность для повышения быстродействия, уменьшения энергопотребления и миниатюризации электронных устройств. Отметим, что одним из способов формирования сплавов Ge_xSi_{1-x}, совместимым с кремниевой технологией, является высокодозная им-

плантация ионов Ge⁺ в Si, в ряде случаев сопровождаемая термическим или лазерным отжигом [7–10].

В последние годы активно рассматриваются и обсуждаются пути повышения функциональности различных электронных устройств на основе полупроводников за счет использования в их структуре наночастиц Ag и Au. Интерес к наночастицам благородных металлов обусловлен эффектом коллективного возбуждения электронов проводимости в них под действием света, называемым плазмонным резонансом, и появлением вследствие этого локальных гигантских электромагнитных полей вблизи наночастиц [11]. Такие композиционные металл/полупроводниковые материалы активно предлагаются для внедрения и применения в области плазмоники, оптоэлектроники и биосенсорики [12–14].

Недавно нами была продемонстрирована возможность формирования пористой структуры на поверхности *c*-Si путем низкоэнергетической (30 keV) высокодозовой (до 1.5 · 10¹⁷ ion/cm²) имплантации ионами Ag⁺ [15,16]. Размеры пор в аморфизированном имплантацией Si (*a*-Si) составляют 150–180 nm при их глубине до 100 nm. При этом в стенках пор толщиной 30–60 nm присутствуют ионно-синтезированные наночастицы Ag со средним размером ~ 12 nm. Пористые полупроводниковые структуры с наночастицами Ag, ранее в основном получаемые химическими способами, имеют широкий потенциал применения для создания различных сенсоров, мем-

бран, селективных отражающих покрытий, электронных транспортных устройств и т. д. [17,18].

Возникает очевидный интерес к поиску, получению и исследованию ранее не создаваемых плазмонных материалов за счет расширения класса полупроводников, содержащих наночастицы благородных металлов. Так, в работе [19] был предложен способ синтеза наночастиц Au в матрице GeSi (Au:GeSi) путем гетеррирования атомов металла к порам, предварительно сформированным имплантацией ионами He⁺. Целями настоящей работы являются формирование и изучение плазмонного композиционного материала на основе GeSi с наночастицами Ag (Ag:GeSi) с использованием низкоэнергетической высокодозовой имплантации подложки c-Si последовательно ионами Ge⁺ и Ag⁺.

Эксперимент

В качестве подложки были использованы полированные пластины монокристаллического кремния (c-Si) *p*-типа проводимости с ориентацией (111). Имплантация ионами Ge⁺ и Ag⁺ проводилась при вакууме 10⁻³ Pa на ионном ускорителе ИЛУ-3 при комнатной температуре облучаемых образцов. В качестве рабочего вещества для получения пучка ионов Ag⁺ в источнике ускорителя использовалась соль AgNO₃, а для ионов Ge⁺ — размельченная смесь Ge и его оксида (GeO₂). Первоначально подложка c-Si была имплантирована ионами Ge⁺ с энергией ионов $E = 40$ keV и дозой $D = 1 \cdot 10^{17}$ ion/cm² при плотности тока в ионном пучке $J = 5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. На последующем этапе облучения часть поверхности образца Ge:Si была прикрыта аналогичной исходной подложкой c-Si. Затем была проведена имплантация ионами Ag⁺ с $E = 30$ keV, $D = 1.5 \cdot 10^{17}$ ion/cm² и $J = 4 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Таким образом, для сравнительных исследований были сформированы три образца: Ge:Si, Ag:Si и Ag:GeSi, два из которых были получены имплантацией ионами Ag⁺ в идентичных условиях.

Изучение морфологии поверхности имплантированных образцов проводилось на высокоразрешающем сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Merlin (Carl Zeiss). Для исследования их химического состава был проведен энергодисперсионный рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) на спектрометре Aztec X-Max (Oxford Instruments) при нормальном падении пучка электронов на образец с энергией 5 keV. Кристаллическая структура имплантированных слоев оценивалась методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ) по методике, описанной в [20], используя ДОЭ детектор NordLys HKL (Oxford Instruments), установленный на СЭМ. При проведении ДОЭ измерений были использованы следующие режимы: энергия пучка зондирующих электронов 20 keV, зондовый ток 600 pA, рабочее расстояние между линзой и поверхностью образца 9.6 mm. Для достижения оптимальных условий эксперимента и сбора максимума отраженных электронов на ДОЭ детекторе

образец устанавливался под углом 70° к падающему потоку зондирующих электронов.

Спектры оптического отражения имплантированных образцов были измерены на волноводном спектрометре AvaSpec-2048 (Avantes) при комнатной температуре в диапазоне длин волн 220–1000 nm при нормальном угле падения зондирующего и регистрируемого зеркального луча отражения от поверхности образца.

Результаты и обсуждение

С целью анализа распределения по глубине имплантированных ионов Ge⁺ и Ag⁺ в матрице Si проводилось компьютерное моделирование по методу Монте-Карло [21] при помощи программы SRIM-2013 [22]. В результате расчетов были получены значения среднего ионного пробега (R_p) и разброса от него (ΔR_p) для ионов Ag⁺ и Ge⁺ в матрице Si для энергий ускорения, соответствующих условиям эксперимента (30 и 40 keV соответственно). Полученные значения составили: $R_p(\text{Ge}) = 35$ nm, $\Delta R_p(\text{Ge}) = 13$ nm и $R_p(\text{Ag}) = 26$ nm, $\Delta R_p(\text{Ag}) = 8$ nm. На основе этих данных и используемых в эксперименте значений D были рассчитаны концентрационные профили распределения ионов Ge⁺ и Ag⁺ по глубине $N(d)$ в Si (рис. 1), используя известное распределение по Гауссу [23]:

$$N(d) = \frac{D}{\sqrt{2\pi}\Delta R_p} \exp\left(-\frac{(d - R_p)^2}{2\Delta R_p^2}\right). \quad (1)$$

Как видно из рисунка, в максимуме профилей распределения концентрация ионов Ge⁺ составляет 33 at.%, а

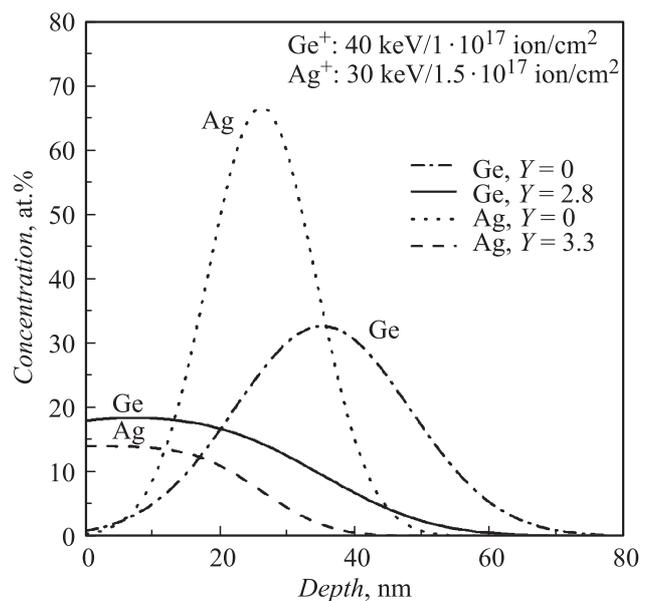


Рис. 1. Расчетные профили распределения имплантированных ионов Ge⁺ и Ag⁺ по глубине в Si без учета распыления ($Y = 0$) и с его учетом для соответствующих ионов ($Y_{\text{Ge}} = 2.8$ и $Y_{\text{Ag}} = 3.3$). Параметры имплантации приведены на вставке.

ионов Ag^+ — 66 at.%. Отметим, что при расчетах данных профилей распыление поверхности Si во время имплантации (коэффициент распыления $Y = 0$) не учитывалось. Однако, как это было показано в работах [15,16], во время имплантации *c*-Si ионами Ag^+ при значениях D , сравнимых с используемыми в настоящем эксперименте, наблюдается эффективное распыление поверхности облучаемой подложки. С тем чтобы скорректировать профили распределения ионов Ge^+ и Ag^+ по глубине с учетом фактора распыления Y , было проведено дополнительное моделирование по методике, предложенной в работе [24]. Для этого было использовано следующее соотношение:

$$N(d, t) = \frac{J}{2v} \left[\operatorname{erf} \left(\frac{d + vt - R_p}{\sqrt{2}\Delta R_p} \right) - \operatorname{erf} \left(\frac{d - R_p}{\sqrt{2}\Delta R_p} \right) \right], \quad (2)$$

где t — длительность имплантации, $v = Y \cdot J / N_{at}(\text{Si})$ — скорость распыления, $N_{at}(\text{Si})$ — атомная концентрация Si, равная $5 \cdot 10^{22}$ at/cm³. Значения Y для Si при его имплантации ионами Ge^+ и Ag^+ были рассчитаны по программе SRIM-2013 и составили $Y_{\text{Ge}} = 2.8$ и $Y_{\text{Ag}} = 3.3$. Соответствующие расчетные профили распределения ионов по глубине с учетом распыления облучаемой поверхности Si приведены на рис. 1. Как следует из рисунка, полученные профили изменили свою форму от гауссовой симметричной до кривой с максимумом концентрации вблизи поверхности с плавным снижением вглубь образца. При этом атомная концентрация в максимуме составляет 14 at.% для ионов Ag^+ и 18 at.% для ионов Ge^+ . Такое поведение изменений профилей распределения примеси по глубине образца при учете эффекта распыления поверхности оказывается сходным с ранее проведенными расчетами различных имплантированных материалов [25,26]. Толщина имплантированного слоя Si для обоих ионов Ge^+ и Ag^+ составляет около 50 nm, что коррелирует с величиной, полученной экспериментально методом эллипсометрии для подобного образца Ag:Si [27]. В целом для выбранных условий имплантации концентрационные профили для обоих ионов в Si перекрываются, что позволяет предполагать решение задачи о создании композиционного материала Ag:GeSi.

Наблюдение на СЭМ морфологии исходной подложки *c*-Si показало однородную (гладкую) поверхность без каких-либо структур, а РСМА демонстрировал сигнал только от Si без присутствия химических примесей.

Структура поверхности Si, имплантированного ионами Ge^+ (образец Ge:Si), представляет собой слой, насыщенный атомами Ge, морфология которого определяется плотным массивом примыкающих друг к другу зерен нерегулярной формы с характерными размерами 20–40 nm (рис. 2, *a*). Измерение методом ДОЭ (рис. 2, *a*, вставка) показывает картину, состоящую из размытых диффузных колец, что свидетельствует об аморфном состоянии Ge:Si-слоя. Результаты РСМА для образца

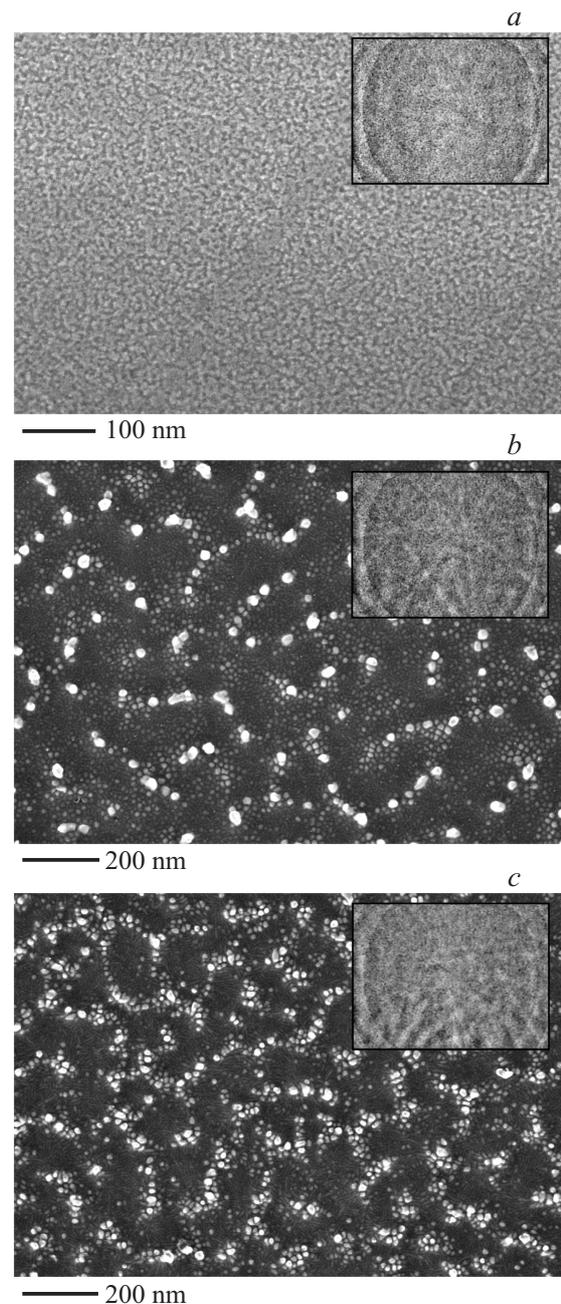


Рис. 2. СЭМ-изображения поверхности Si, имплантированного: *a* — ионами Ge^+ ($40 \text{ keV} / 1 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$), *b* — ионами Ag^+ ($30 \text{ keV} / 1.5 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$), *c* — последовательно ионами Ge^+ и Ag^+ .

Ge:Si приведены на рис. 3, *a*, из которых следует, что содержание Ge в зондируемом электронами слое составляет ~ 12 at.%, что оказывается близким к величине в максимуме профиля концентрации, полученном моделированием с учетом эффекта распыления (рис. 1).

Регистрируемая на СЭМ поверхность образца Ag:Si представляет собой пористую структуру, подобную тем, которые ранее наблюдались [15,16], состоящую из открытых пор (углублений) диаметром 200–400 nm,

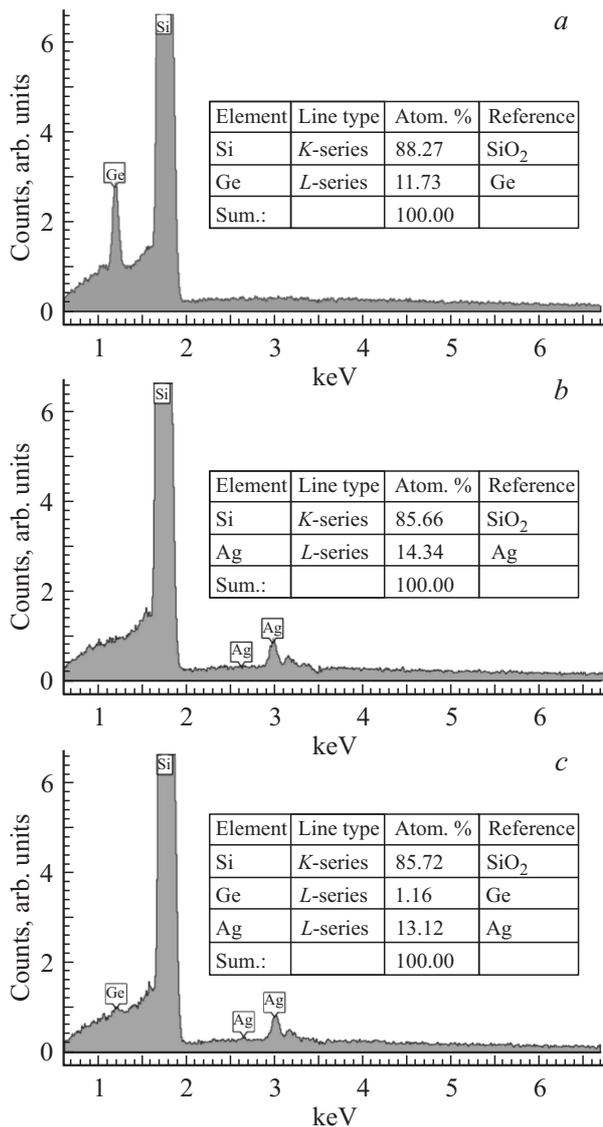


Рис. 3. PCMA-спектры имплантированных образцов: *a* — Ge:Si, *b* — Ag:Si и *c* — Ag:GeSi. Во вставках приведены оценки атомного состава слоев.

разделенных стенками толщиной 30–50 nm (рис. 2, *b*). Поры образованы *a*-Si, содержащим ионно-синтезированные наночастицы Ag. Известно, что атомы Ag не образуют химических соединений с Si и имеют низкую растворимость в нем ($\sim 10^{16} \text{ cm}^{-3}$) [28]. Поэтому очевидно, что быстрое их накопление и пересыщение в тонком имплантированном слое Si приводят к зарождению и росту наночастиц Ag так же, как это происходит при аналогичной высокодозовой имплантации силикатных стекол и полимеров [14].

В гистограмме распределения наночастиц Ag по размерам в образце Ag:Si (рис. 4, *a*) присутствуют два максимума, один из которых соответствует крупным хорошо изолированным частицам со средним размером 20–30 nm, располагающимся по стенкам пор. Другой максимум с характерным значением размеров 10–15 nm

относится к более мелким, плотноупакованным и более однородно распределенным по поверхности образца наночастицам Ag. Также наблюдаются и более мелкие наночастицы Ag (менее 10 nm), находящиеся во внутренней области пор (рис. 2, *b*). ДОО картины, полученные во время измерений, проведенных при локализации зондирующего электронного пучка на внутренней области пор или на их стенках, несколько отличались. На ДОО картинах от стенок пор наблюдается набор размытых диффузных колец, соответствующих *a*-Si. В то же время на ДОО картинах, полученных от центра пор, помимо диффузных колец от *a*-Si дополнительно проявляется дифракционная картина с Кикучи-линиями от *c*-Si (рис. 2, *b*, вставка). Наблюдение Кикучи-линий на ДОО картинах в местах, где толщина имплантированного слоя Ag:Si является минимальной (в углублениях пор в отличие от их стенок), обусловлено вкладом нижележащей подложки *c*-Si. PCMA исследования состава имплантированного слоя Ag:Si показали наличие пиков Si и Ag, с концентрацией последнего около 14 at.% (рис. 3, *b*), что также близко к значению в максимуме концентрации расчетного профиля (рис. 1).

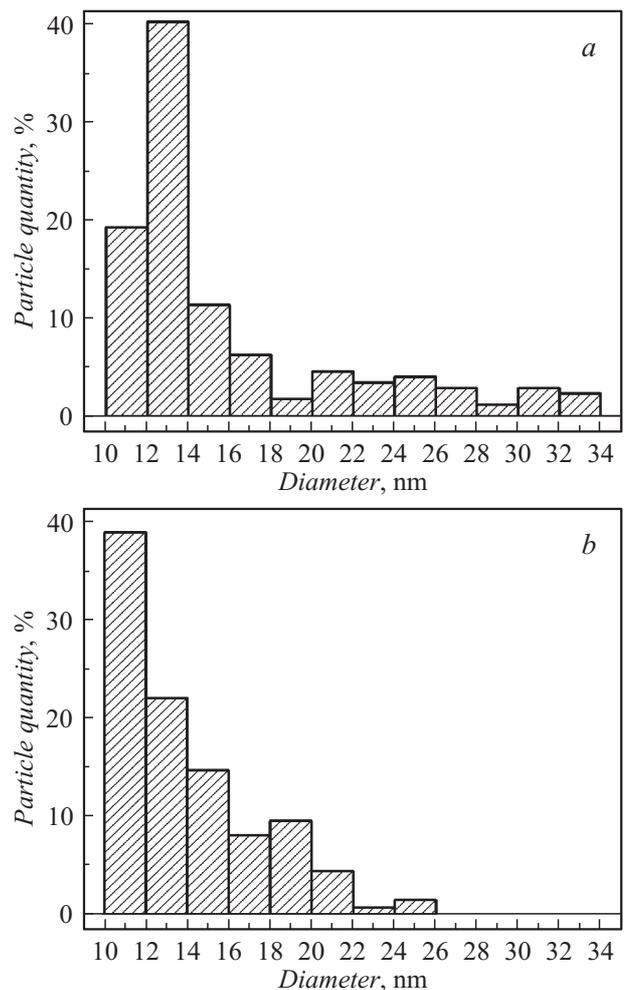


Рис. 4. Гистограммы распределения наночастиц Ag по размерам в образце: *a* — Ag:Si, *b* — Ag:GeSi.

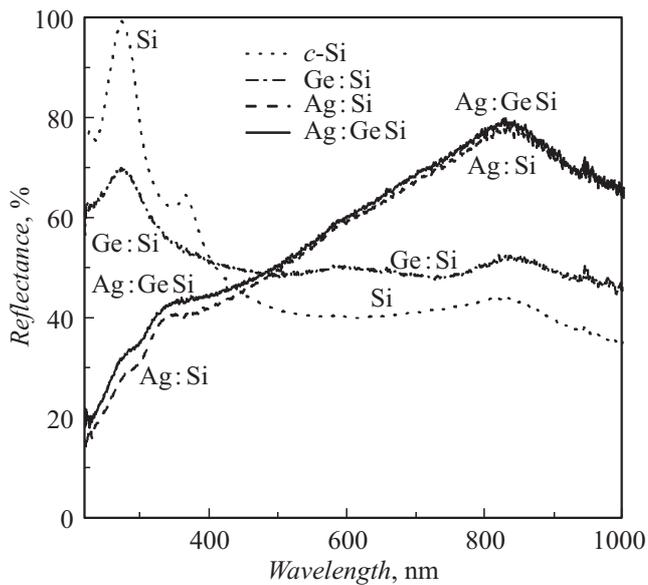


Рис. 5. Спектры отражения имплантированных слоев Ge:Si, Ag:Si и Ag:GeSi и исходной подложки c-Si.

В случае имплантации ионами Ag^+ образца Ge:Si (Ag:GeSi) на его поверхности также формируется пористая структура с наночастицами Ag (рис. 3, c). При этом поры оказываются несколько меньшего размера (160–200 nm), тогда как толщина стенок практически не меняется. Размерные характеристики ионно-синтезированных наночастиц Ag в Ge:Si отличаются от таковых в образце Ag:Si (рис. 4, a). В гистограмме распределения наночастиц Ag по размерам присутствует один максимум, а доминирующий размер наночастиц Ag попадает в диапазон 10–26 nm (рис. 4, b). ДОО картины, полученные при измерении в области стенок пор, свидетельствуют об их аморфности, а при наблюдении на местах углублений пор ДОО картины характеризуются Кикучи-линиями, чем демонстрируют вклад от c-Si-подложки (рис. 3, c, вставка). Результаты измерений атомного состава образца Ag:GeSi методом РСМА приведены на рис. 3, c. На данном спектре присутствуют пики трех элементов (Ge, Si и Ag). Содержание Ge в слое по сравнению с образцом Ge:Si заметно снизилось до 1 at.% при практически неизменном содержании Ag относительно образца Ag:Si. По-видимому, тяжелые ионы Ag^+ эффективно расплывают слой Ge:Si, что приводит к потере значительной части внедренного Ge.

На рис. 5 приведены спектры оптического отражения имплантированных образцов Ge:Si, Ag:Si и Ag:GeSi, а также исходной подложки c-Si. В спектре подложки c-Si присутствуют известные полосы отражения с максимумами 268 nm (4.6 eV) и 366 nm (3.4 eV), обусловленные межзонными переходами вблизи L и X точек зоны Брюллиена [29]. В отражении образца Ge:Si наблюдается полоса 275 nm (4.5 eV), которая характеризуется уширением линии и понижением до 70% уровня отражения по сравнению с близкорасположенной по спектру полосой в

c-Si (268 nm). Стоит также отметить отсутствие в Ge:Si полосы с максимумом 366 nm (c-Si). Наблюдаемые изменения в спектре можно объяснить аморфизацией тонкого поверхностного слоя c-Si. Ранее было показано, что имплантация c-Si тяжелыми ионами (например, Sb, As, Xe) последовательно приводит к понижению интенсивности и уширению низкоэнергетичной полосы 366 nm в спектре отражения, а затем с повышением дозы — к ослаблению и исчезновению высокоэнергетичной полосы 268 nm [23,30,31]. При этом отмечалось интегральное снижение интенсивности отражения Si в широкой области спектра (220–420 nm) одновременно с возрастанием отражения в видимом диапазоне. Отмечалось, что данные спектральные изменения не были вызваны микроструктурированием поверхности Si при его имплантации, которое могло бы приводить к рэлеевскому рассеянию света. Из сравнения спектров отражения a-Si, полученного напылением и имплантированного c-Si, было сделано заключение об аморфизации последнего с изменением его диэлектрической проницаемости, что и проявлялось в оптическом отражении [30]. Поэтому наблюдаемые спектральные закономерности для Ge:Si также могут объясняться аморфизацией имплантируемого Si тем более, что формирование аморфного слоя регистрируется при ДОО наблюдениях (рис. 2, a). Дополнительно отметим появление в спектре отражения образца Ge:Si полос вблизи 580 и 830 nm, природа которых пока не установлена.

Спектры отражения имплантированных слоев Ag:Si и Ag:GeSi мало отличаются друг от друга, что очевидно связано с низким содержанием Ge (~1 at.%) в образце Ag:GeSi (рис. 3, c) и, следовательно, его слабым влиянием на оптические свойства слоя. Характерными особенностями спектров этих образцов по сравнению с c-Si являются низкая интенсивность ($R = 15\text{--}20\%$) в УФ области ($\lambda < 250\text{ nm}$) и наличие селективной полосы с максимумом при ~820 nm с повышенным уровнем отражения ($R \sim 80\%$). Также стоит отметить, что на спадающих в УФ область спектрах просматриваются два плеча, соответствующих полосам с максимумами, лежащими вблизи 268 и 366 nm как и в c-Si, что может указывать на вклад в спектр отражения от кристаллической подложки.

Низкий уровень отражения в спектральной области $\lambda < 400\text{ nm}$ в образцах Ag:Si и Ag:GeSi, сформированных на непрозрачной подложке Si, может объясняться двумя причинами: рэлеевским рассеянием света на структурных неоднородностях поверхности и аморфизацией имплантируемого слоя. Как следует из данных СЭМ (рис. 2, b–c), высокодозная имплантация c-Si и Ge:Si ионами Ag^+ приводит к образованию на его поверхности пористой структуры. При этом размеры пор сопоставимы с длиной волны света в УФ области спектра. Поэтому подобные структуры будут обеспечивать рэлеевское рассеяние света по всем возможным направлениям (не только по зеркальному), что приводит к наблюдаемому снижению интенсивности в спектре

отражения. Известно, что пористые и волокнистые материалы на основе Si с близкими размерами структур, как и в настоящей работе, демонстрируют интенсивное диффузное рэлеевское рассеяние в данной области спектра [32,33]. Второй причиной пониженного отражения может быть аморфизация слоя Si, которая описывалась выше.

Характерной особенностью спектров отражения образцов Ag:Si и Ag:GeSi (рис. 5) является наличие широкой селективной полосы с максимумом при ~ 820 nm. Известно, что проявление плазмонного резонанса в наночастицах Ag сопровождается появлением в спектрах отражения соответствующих данным резонансам селективных полос [11,14]. Подобные селективные полосы отражения наблюдались для ионно-синтезированных наночастиц Ag в стеклах в видимой области спектра [34] и в Si в ближнем ИК диапазоне [35]. Наличие таких резонансных полос в Si предсказывается различными расчетами спектров экстинкции и поглощения, проведенных для системы, состоящей из матрицы Si с помещенной в нее наночастицей Ag размером 10–20 nm [12,34,36]. По данным этих работ полоса с максимумом ~ 820 nm определяется поверхностным плазмонным резонансом металлической наночастицы, как это и наблюдается экспериментально в настоящей работе (рис. 5).

Заключение

Изучена возможность создания плазмонного композиционного материала Ag:GeSi на подложке *c*-Si при его последовательной высокодозовой имплантации ионами Ge⁺ и Ag⁺. Имплантация ионами Ge⁺ сопровождается аморфизацией поверхности слоя Si с образованием мелкозернистого композиционного слоя GeSi. При имплантации *c*-Si ионами Ag⁺ наблюдается формирование аморфного пористого слоя *a*-Si, содержащего ионно-синтезированные наночастицы Ag. Облучение ионами Ag⁺ предварительно сформированного слоя Ge:Si приводит к образованию пор несколько меньшего диаметра и синтезу наночастиц Ag с более узким распределением по размерам. Характерными особенностями спектров отражения образцов Ag:Si и Ag:GeSi является низкий уровень отражения в спектрально УФ области ($\lambda < 400$ nm), обусловленный аморфизацией и микроструктурированием поверхности Si, и наличие селективной полосы плазмонного резонанса с максимумом при 820 nm наночастиц Ag. Таким образом, в настоящей работе впервые предложена и апробирована методика создания нового плазмонного материала Ag:GeSi.

Работа проведена при финансировании проекта РФФИ (№ 16-29-06137_офи) и программы УМНИК. А.Л. Степанов, ответственный в настоящей работе за оптические исследования плазмонных структур, выражает благодарность за финансовую поддержку по гранту РНФ № 14-13-00758.

Список литературы

- [1] Электронный ресурс. Режим доступа: <http://www-03.ibm.com/press/us/en/pressrelease/47301.wss>
- [2] *Claeys C., Simoen E.* Germanium-based technologies. From Materials to Devices. Amsterdam: Elsevier, 2007. 476 p.
- [3] *Paul D.J.* // *Semicond. Sci. Technol.* 2004. Vol. 19. P. R75–R108.
- [4] *Stoica T., Vescan L., Muck A., Hollander B., Schope G.* // *Phys. E.* 2003. Vol. 16. P. 359–365.
- [5] *Krasilnik Z.F., Novikov A.V., Lobanov D.N., Kudryavtsev K.E., Antonov A.V., Obolenskiy S.V., Zakharov N.D., Werner P.* // *Semicond. Sci. Technol.* 2011. Vol. 26. P. 014029.
- [6] *Sobolev N.A.* // *Mater. Sci. Forum.* 2008. Vol. 590. P. 79–100.
- [7] *Hemment P.L.F., Cristiano F., Nejim A., Lombardo S., Larssen K.K., Priolo F., Barklie R.C.* // *J. Cryst. Growth.* 1995. Vol. 157. P. 147–160.
- [8] *Chen N.X., Schork R., Ryssel H.* // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B.* 1995. Vol. 96. P. 286–289.
- [9] *Cheung W.Y., Wong S.P., Wilson I.H., Zhang T.H.* // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B.* 1995. Vol. 101. P. 243–246.
- [10] *Calcagnile L., Grimaldi M.G., Baeri P.* // *J. Appl. Phys.* 1994. Vol. 76. P. 1833–1839.
- [11] *Kreibitz U., Vollmer M.* // *Optical properties of metal clusters.* Berlin: Springer, 1995. 432 с.
- [12] *Spinelli P., Polman A.* // *Opt. Express.* 2012. Vol. 20. P. A641–A654.
- [13] *Paris A., Vaccari A., Lesina C.A., Serra E., Calliari L.* // *Plasmonics.* 2012. Vol. 7. P. 525–534.
- [14] *Степанов А.Л.* Фотонные среды с наночастицами, синтезированными ионной имплантацией. Саарбрюккен. Lambert Acad. Publ., 2014. 353 с.
- [15] *Баталов Р.И., Валеев В.Ф., Нурждин В.И., Воробьев В.В., Осин Ю.Н., Лебедев Д.В., Бухараев А.А., Степанов А.Л.* // *Изв. вуз.: Матер. электр. техн.* 2014. Т. 17. С. 295–300.
- [16] *Степанов А.Л., Нурждин В.И., Валеев В.Ф., Осин Ю.Н.* Способ изготовления пористого кремния. Пат. РФ. 2015. № 2547515.
- [17] *Tian Y., Gao B., Silvera-Batista C., Ziegler K.J.* // *J. Nanopart. Res.* 2010. Vol. 12. P. 2371–2380.
- [18] *Novara C., Petracca F., Virga A., Rivolo P., Ferrero S., Chiolerio A., Geobaldo F., Porro S., Giorgis F.* // *Nanoscale Res. Lett.* 2014. Vol. 9. P. 527.
- [19] *Gaiduk P.I., Larsen A.N.* // *Phys. Stat. Sol. A* 2014. Vol. 211. P. 2455–2460.
- [20] *Воробьев В.В., Осин Ю.Н., Ермаков М.А., Валеев В.Ф., Нурждин В.И., Степанов А.Л.* // *Нанотехнологии: наука и производство.* 2015. Т. 1. С. 42–52.
- [21] *Ziegler J.F., Biersack J.P., Littmark U.* The Stopping and Range of Ions in Solids. N. Y.: Pergamon Press, 1985. 321 p.
- [22] Электронный ресурс. Режим доступа: <http://www.srim.org>
- [23] *Мейер Д., Эрикссон Л., Девис Д.* Ионное легирование полупроводников // М.: Мир, 1973. 296 с.
- [24] *Ачкеев А.А., Хайбуллин Р.И., Тагиров Л.Р., Мачкова А., Hnatowicz V., Cherkashin N.* // *ФТТ.* 2011. Т. 53. С. 508–517.
- [25] *Stepanov A.L., Zhikharev V.A., Hole D.E., Townsend P.D., Khaibullin I.B.* // *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B.* 2000. Vol. 166–167. P. 26–30.
- [26] *Dhoubhadel M.S., Rout B., Lakshantha W.J., Das S.K., D'Souza F., Glass G.A., McDaniel F.D.* // *AIP Conf. Proc.* 2014. Vol. 1607. P. 16–23.

- [27] Базаров В.В., Нуждин В.И., Валеев В.Ф., Воробьев В.В., Осин Ю.Н., Степанов А.Л. // ЖПС. 2016. Т. 81. С. 53–57.
- [28] Глазов В.М., Земсков В.С. Физико-химические основы легирования полупроводников. М.: Наука, 1967. 372 с.
- [29] Chelikowsky J.R., Cohen M.L. // Phys. Rev. B. 1976. Vol. 14. N 2. P. 556–582.
- [30] Kurtin S., Shifrin G.A., McGill T.C. // Appl. Phys. Lett. 1969. Vol. 14. N 7. P. 223–225.
- [31] Borghesi A., Guizzetti G., Nosenzo L., Campisano S.U. // Sol. Stat. Phenom. 1988. Vol. 1–2. P. 1–9.
- [32] Kanamori Y., Hane K., Sai H., Yugami H. // Appl. Phys. Lett. 2001. Vol. 72. P. 142–144.
- [33] Liu X., Coxon P.R., Peters M., Hoex B., Cole J.M., Fray D.J. // Energ. Environ. Sci. 2014. Vol. 7. P. 3223–3263.
- [34] Stepanov A.L., Hole D.E., Townsend P.D. // J. Non.-Cryst. Sol. 1999. Vol. 244. P. 275–279.
- [35] Dhoubhadel M.S., Lakshantha W.J., Lightbourne S., D'Souza F., Rout B., McDaniel F.D. // AIP Conf. Proc. 2015. Vol. 1671. P. 020003-1–020003-8.
- [36] Akhter P., Huang M., Kadakia N., Spratt W., Malladi G., Bakhru H. // J. Appl. Phys. 2014. Vol. 116. P. 113 503.