

Воздействие импульсного лазерного излучения на слои Si с высокой дозой имплантированных ионов Ag⁺

© Р.И. Баталов¹, В.В. Воробьев², В.И. Нуждин¹, В.Ф. Валеев¹,
Д.А. Бизязев¹, А.А. Бухараев¹, Р.М. Баязитов¹,
Ю.Н. Осин², Г.Д. Ивлев³, А.Л. Степанов¹

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

² Междисциплинарный центр „Аналитическая микроскопия“ Казанского федерального университета,
420000 Казань, Россия

³ Белорусский государственный университет,
220030 Минск, Беларусь

e-mail: batalov@kfti.knc.ru

Поступила в редакцию 19.06.2018 г.

С целью создания тонкого композитного слоя Ag:Si, содержащего наночастицы (НЧ) Ag, исследовано воздействие наносекундным импульсом рубинового лазера ($\lambda = 0.694 \mu\text{m}$) на монокристаллический *c*-Si, имплантированный высокой дозой ионов Ag⁺. Импульсный лазерный отжиг (ИЛО) проводился с плотностью энергии, превышающей порог плавления аморфного *a*-Si ($W \geq 1.2 \text{ J/cm}^2$). В процессе ИЛО исследовалась временная динамика отражательной способности $R(t)$ зондирующего лазерного излучения ($\lambda = 1.064 \mu\text{m}$) от слоя Ag:Si, которая сопоставлялась с данными компьютерного моделирования по длительности существования расплава. Изучены морфология поверхности, кристалличность и спектральное оптическое отражение $R(\lambda)$ слоев Ag:Si, подвергнутых ИЛО. Обнаружено, что ИЛО приводит к плавлению и последующей кристаллизации имплантированного *a*-Si с ионно-синтезированными НЧ Ag. Также установлено снижение среднеквадратичной шероховатости поверхности от 9 до 3–4 nm и перераспределение размеров НЧ Ag на две фракции: мелкие (5–15 nm) и более крупные (40–60 nm). В спектрах $R(\lambda)$ слоя Ag:Si после ИЛО наблюдалось ослабление интенсивности плазменной полосы НЧ Ag в Si ($\lambda_{\text{max}} = 835 \text{ nm}$) по сравнению с исходной имплантированной поверхностью. Возможными причинами такого ослабления может быть уменьшение концентрации атомов Ag непосредственно у поверхности в результате диффузии части примеси Ag в пределах расплавленного слоя, а также частичное испарение Ag при ИЛО.

DOI: 10.21883/OS.2018.10.46710.169-18

Введение

В последнее время значительно вырос интерес к наночастицам (НЧ) благородных металлов (Ag, Au), сформированных на поверхности или в объеме полупроводниковой либо диэлектрической матрицы и проявляющих эффект локализованного поверхностного плазмонного резонанса (ЛППР) [1]. Данный эффект заключается в генерации сильных локальных электромагнитных полей вблизи металлических НЧ за счет коллективных колебаний электронов проводимости в частицах при их взаимодействии с падающей световой волной. Для НЧ Ag или Au размером $d = 5\text{--}20 \text{ nm}$ генерируемые локальные электромагнитные поля приводят к селективному ЛППР-поглощению в видимой области спектра. Когда размер НЧ увеличивается ($d > 20 \text{ nm}$), то релеевское рассеяние света от них начинает доминировать над ЛППР-поглощением. Повышенное поглощение и рассеяние света в среде, содержащей металлические НЧ, может приводить к ряду эффектов, например к генерации фототока в видимой [2,3] и ближней ИК областях [4] в фотоэлектрических Si-элементах. Также наблюдается возрастание интенсивности сигнала рама-

новского рассеяния света различных органических веществ, осажденных на ионно-модифицированные слои Si с НЧ Ag (гигантское комбинационное рассеяние света) [5,6]. Таким образом, металлические НЧ, характеризующие ЛППР, представляют большой интерес для микро- и оптоэлектроники, солнечной энергетики, сенсорики и т. д.

Формирование заглубленных под поверхностью Si металлических НЧ в сравнении с их осаждением на поверхность имеет ряд преимуществ, таких как снижение окисления металла и повышение площади контакта поверхности НЧ с полупроводниковой матрицей. Поскольку показатель преломления Si выше чем у воздуха, то в соответствии с электромагнитной теорией Ми [7] положение полосы ЛППР для НЧ благородных металлов, находящихся в объеме полупроводника, будет расположено в длинноволновой области спектра. Так, в работе [8] с помощью расчетов методом конечных разностей во временной области показано, что для НЧ Ag размером $d = 5\text{--}20 \text{ nm}$, внедренных в *c*-Si-матрицу, максимум длины волны ЛППР приходится на область $\sim 780\text{--}810 \text{ nm}$ в сравнении с областью

~ 400 nm для НЧ, осажденных на поверхности *c*-Si [1]. В работе [9] с использованием расчетов по теории Ми также было показано, что для внедренных НЧ Ag со средними размерами от 6 до 20 nm максимумы оптической экстинкции для среды Ag:Si соответствуют длинам волн ~ 820 – 850 nm.

Для создания заглубленных в полупроводниковой матрице НЧ может быть использован метод ионной имплантации, который является одним из наиболее предпочтительных ввиду контролируемого внедрения необходимого количества примесных атомов (дозы ионов) на заданную глубину, определяемую энергией ускоренных ионов. При этом если концентрация внедренной примеси Ag превышает равновесный предел растворимости в матрице Si ($N \sim 10^{17}$ at/cm³ [10]), то в ней возникают условия для зарождения и роста металлических НЧ. В работах [6,9,11,12] сообщалось о формировании НЧ Ag в Si в результате низкоэнергетической высокодозной имплантации ионов Ag⁺, а также при комбинации ионной имплантации с последующим термическим отжигом [5,12]. Однако для имплантированных слоев Ag:Si, подвергнутых термическому отжигу при $T = 400$ – 500°C , наблюдалось вытеснение примеси Ag к поверхности [12,13], а при дальнейшем росте температуры отжига происходило испарение Ag из образцов [5]. Испарение Ag наблюдалось и в слоях Si, имплантированных низкой дозой ионов Ag⁺ ($D \sim 10^{12}$ ion/cm²) [14]. При этом наряду с испарением возможна диффузия внедренной примеси Ag вглубь образца, что также понижает ее поверхностное содержание.

Альтернативой термической обработке образцов в печи может быть импульсный лазерный отжиг (ИЛО), сопровождающийся плавлением и кристаллизацией аморфизованных слоев [15]. Настоящая работа посвящена исследованию воздействия наносекундных лазерных импульсов на слои Si, имплантированные ионами Ag⁺ с высокой дозой.

Эксперимент

В настоящей работе в качестве подложек использовались монокристаллические пластины *a*-Si *p*-типа проводимости с ориентацией (111), удельным сопротивлением 20 Ohm·cm и толщиной 400 μm . Имплантация ионов Ag⁺ в подложку *c*-Si проводилась при нормальном падении ионов на поверхность образца с энергией $E = 30$ keV, дозой $D = 1.5 \cdot 10^{17}$ ion/cm² и при плотности тока в ионном пучке $J = 8$ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$. Для имплантации применялся ионный ускоритель ИЛУ-3 с проточным водяным охлаждением держателя образцов. Уровень вакуума во время ионной имплантации поддерживался на уровне 10^{-5} Торр.

Поскольку имплантация Si тяжелыми ионами Ag⁺ приводит к аморфизации поверхностного слоя до глубины ~ 100 nm [16], то для восстановления его кристаллической структуры применялся ИЛО однократным

импульсом (длительность на полувысоте $\tau_p = 80$ ns) излучения рубинового лазера ($\lambda = 0.694$ μm) на воздухе. Выбранные плотности энергии W в лазерном импульсе превышали порог плавления аморфного слоя Ag:Si ($W \sim 1.0$ J/cm²) и составляли 1.2, 1.5 и 1.8 J/cm². Неоднородность распределения энергии лазерного излучения по площади пятна диаметром 4 mm была не выше $\pm 5\%$. В процессе ИЛО осуществлялось оптическое зондирование на $\lambda = 1.064$ μm облучаемой поверхности образцов для контроля динамики ее отражательной способности $R(t)$ в зависимости от времени t с начала действия импульса. Данная методика позволяет диагностировать фазовые превращения в Si (аморфное состояние \rightarrow расплав \rightarrow кристалл), происходящие в приповерхностной области образца. Детали установки по ИЛО и оптическому зондированию приведены в работе [17].

Для получения данных о глубине расплава $d_m(t)$, длительности его существования τ_m и температуре на поверхности образцов $T_s(t)$ при ИЛО проводилось компьютерное моделирование импульсного нагрева, плавления и кристаллизации для двухслойной системы (тонкий аморфный слой *a*-Si толщиной 100 nm на кристаллической подложке *c*-Si). При моделировании присутствие примеси Ag в слое *a*-Si учитывалось путем задания повышенного значения начального (до ИЛО) коэффициента отражения слоя Ag:Si с НЧ на $\lambda = 0.694$ μm ($R = 0.6$) по сравнению с величиной для *a*-Si ($R = 0.4$). В расчете задавались пониженные значения теплопроводности *a*-Si ($k = 0.02$ W/cm·K), а также точки плавления и кристаллизации (1150°C) относительно *c*-Si [18,19]. При этом методом конечных разностей [20] решалось одномерное уравнение теплопроводности, подробно описанное в работе [21].

Морфология поверхности имплантированных образцов до и после ИЛО исследовалась на атомно-силовом микроскопе (АСМ) Solver P47 (NT-MDT) и сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Merlin (CarlZeiss). Для определения их элементного состава проводился рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) на спектрометре Aztec X-Max (Oxford Instruments) при нормальном падении пучка электронов на образец с энергией 20 keV. Данные о структурном состоянии имплантированных лазерно-отожженных слоев были получены методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ) с использованием детектора NordLys HKL (Oxford Instruments), установленного на СЭМ.

Спектральные зависимости отражения $R(\lambda)$ исходной подложки *c*-Si, имплантированных и подвергнутых ИЛО слоев были измерены в диапазоне длин волн 220–1000 nm на волноводном спектрометре AvaSpec-2048 (Avantes) при нормальном угле падения зондирующего излучения. Излучение поглощается в имплантированном слое и в подложке *c*-Si, отражение от задней поверхности отсутствует.

Результаты и обсуждение

Компьютерное моделирование лазерного воздействия

На рис. 1 приведены расчетные данные для $d_m(t)$ и $T_s(t)$ для различных значений W . Также на рисунках показана гауссова временная форма лазерного импульса и отмечены значения толщины a -Si и температуры плавления a -Si и c -Si. Из рис. 1, *a* видно, что ИЛО с $W = 1.2 \text{ J/cm}^2$ приводит к образованию расплава в момент времени $t = 120 \text{ ns}$, достижению его толщины 80 nm, что меньше заданной толщины a -Si-слоя ($\sim 100 \text{ nm}$). При этом температура на поверхности слоя (рис. 1, *b*) незначительно превышает температуру плавления

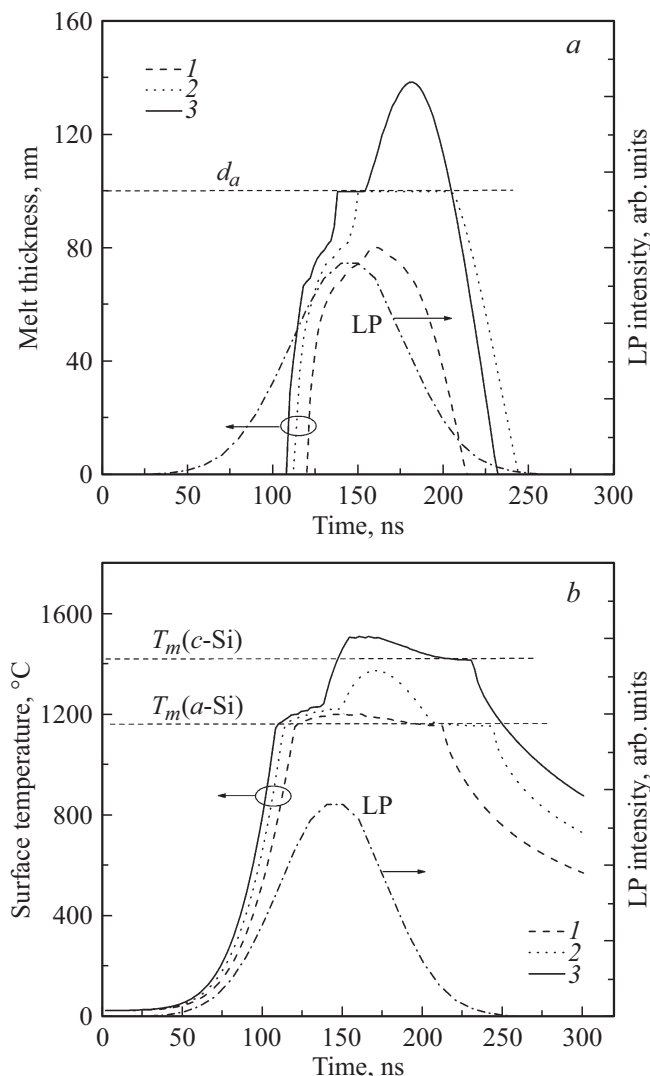


Рис. 1. Расчетные зависимости (а) $d_m(t)$ и (б) $T_s(t)$, достигаемые при ИЛО аморфного слоя Ag:Si при различных значениях плотности энергии W : 1.2 (1), 1.5 (2) и 1.8 J/cm^2 (3). Пунктирные линии указывают на исходную толщину аморфного слоя a -Si ($d_a = 100 \text{ nm}$), температуру плавления a -Si (1150°C) и c -Si (1410°C). Также приведена временная форма лазерного импульса (LP).

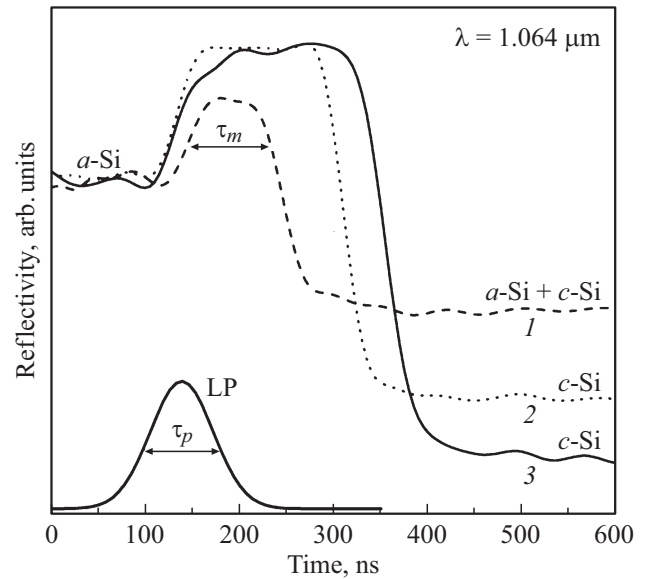


Рис. 2. Осциллограммы, характеризующие динамику отражательной способности $R(t)$ на $\lambda = 1.06 \mu\text{m}$ имплантированного ионами Ag^+ (30 keV , $1.5 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$) слоя Si в условиях облучения его при различных значениях плотности энергии W : 1.2 (1), 1.5 (2) и 1.8 J/cm^2 (3). Также приведена временная форма лазерного импульса (LP).

ления a -Si, равную 1150°C [19], а длительность существования расплава (разность моментов окончания и начала расплава) составляет $\tau_m = 95 \text{ ns}$. При повышении W до 1.5 J/cm^2 расплав зарождается раньше, толщина расплава d_m достигает 100 nm и становится равной толщине a -Si, а его температура T_s находится чуть ниже точки плавления c -Si (1410°C). При этом длительность расплава достигает $\tau_m = 130 \text{ ns}$. Дальнейшее повышение W до 1.8 J/cm^2 приводит к росту d_m до 140 nm, T_s до 1500°C и к уменьшению τ_m до 125 ns. Такое понижение τ_m связано с заданием в расчетах повышенной точки кристаллизации (1410°C) при достижении плавления c -Si.

Таким образом, из расчетов следует, что ИЛО с $W \geq 1.5 \text{ J/cm}^2$ приводит к полному расплавлению аморфного слоя a -Si и части подложки c -Si, что создает условия для эпитаксиальной кристаллизации. Для $W = 1.2 \text{ J/cm}^2$ аморфный слой плавится лишь на ограниченную глубину, что должно приводить к неориентированной кристаллизации.

Воздействие лазерного импульса на имплантированные слои

На рис. 2 приведены осциллограммы $R(t)$ для имплантированного слоя Ag:Si, облученного лазером при различных значениях W , которые по времени можно условно разделить на четыре стадии. На том же рисунке показана временная форма лазерного импульса длительностью $\tau_p = 80 \text{ ns}$. Начальный участок кривой $R(t)$, длящийся $\sim 100 \text{ ns}$, соответствует аморфному состоянию

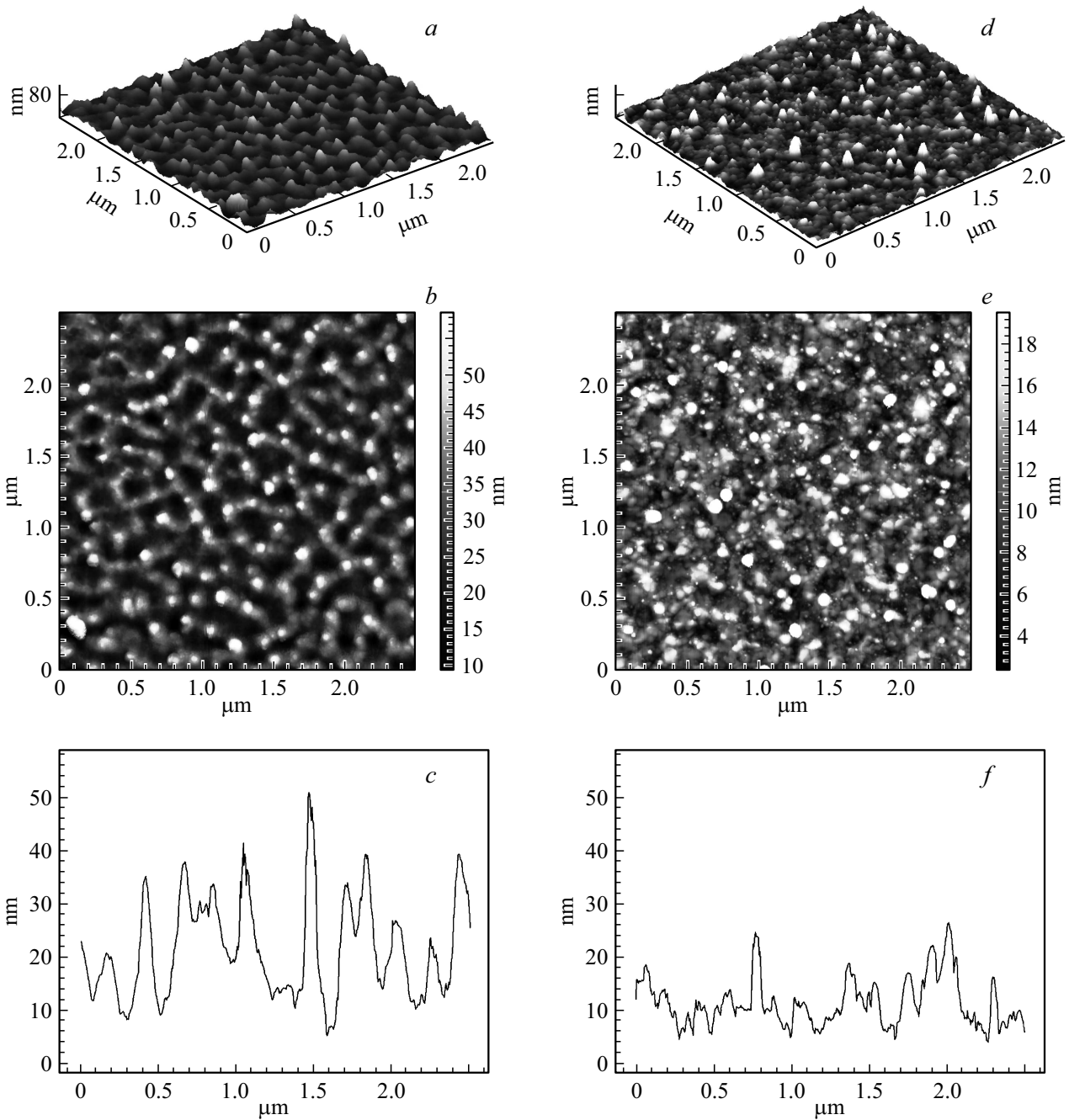


Рис. 3. АСМ-изображения (скан $2.5 \times 2.5 \mu\text{m}$) поверхности имплантированного слоя Ag:Si до (a, b) и после ИЛО с $W = 1.5 \text{ J/cm}^2$ (d, e), а также соответствующие им профили поверхности (c, f), измеренные по горизонтали в центре скана. Величина среднеквадратичной шероховатости $\sigma = 9 \text{ nm}$ (до ИЛО) и 4 nm (после ИЛО).

слоя Ag:Si, которое, как будет показано далее, характеризуется повышенным уровнем отражения ($R \sim 65\%$) на длине волны зондирующего пучка в сравнении с типовым значением для *a*-Si ($R \sim 40\%$). Далее, на временном интервале от 100 до 330 ns наблюдается область повышенного отражения с величиной $R \geq 70\%$, характерная для расплавленного Si [22]. Длительность существования расплава Si, определяемая на полувысоте кривой $R(t)$, составляет $\tau_m \sim 100, 170$ и 200 ns для указанных зна-

чений W соответственно. Уменьшение $R(t)$ на третьем временном интервале 220–400 ns для всех кривых до уровня ниже первоначального связано с отвердеванием расплавленного слоя Ag:Si. На четвертой стадии, происходящей на интервал 300–600 ns, величина $R(t)$ выходит на уровень, соответствующий полному затвердеванию расплава на поверхности образца. На этой финальной стадии модификации слоя Ag:Si наблюдается пониженный уровень $R(t)$ в сравнении с исходным аморфным

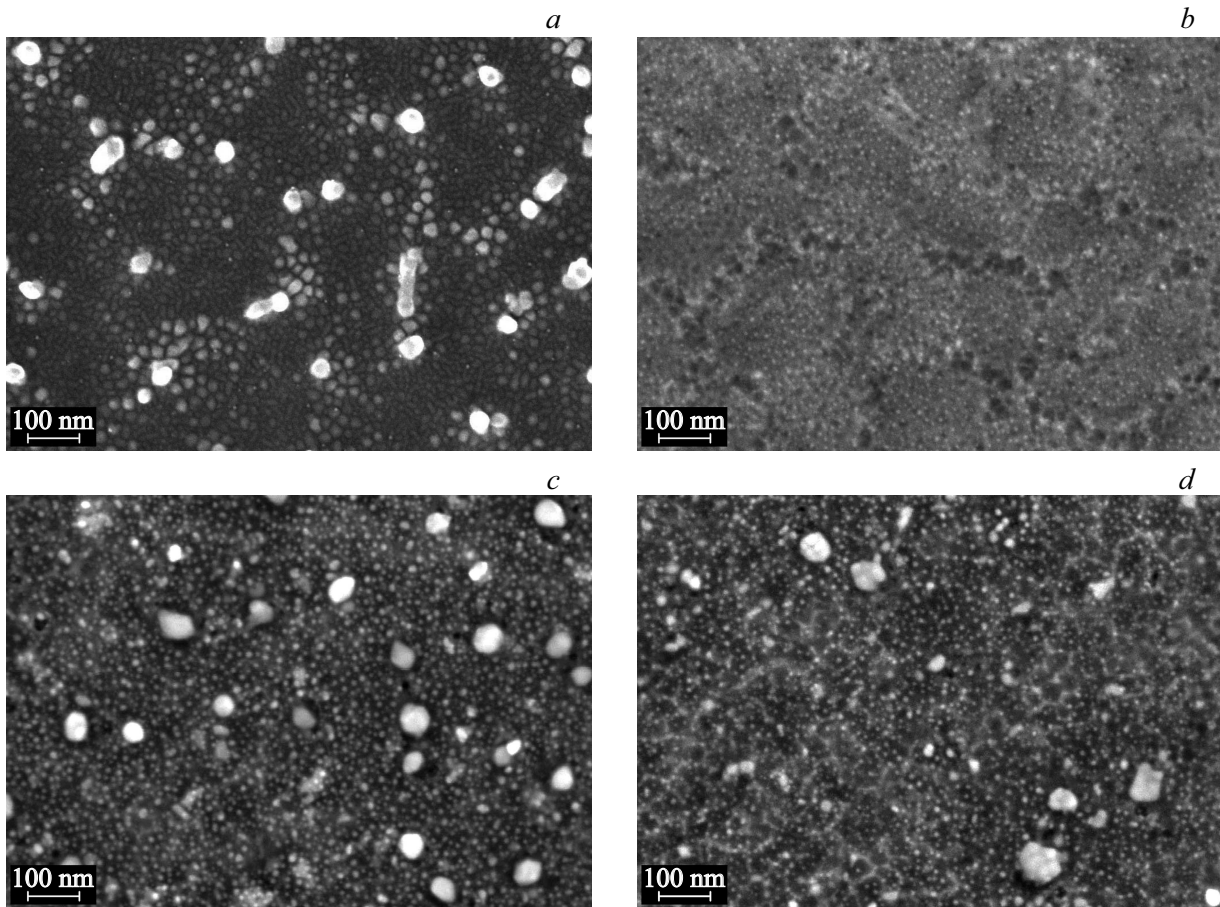


Рис. 4. СЭМ-изображение поверхности слоя Si, имплантированного ионами Ag^+ (30 keV , $1.5 \cdot 10^{17} \text{ ion/cm}^2$) до ИЛО (a) и после ИЛО с $W = 1.2$ (b), 1.5 (c) и 1.8 J/cm^2 (d).

состоянием слоя, а также спад величины $R(t)$ с ростом значений W . Возможными причинами данного поведения $R(t)$ могут являться: (1) повышенное рассеяние света на образованной из расплава поверхности слоя, (2) уменьшение концентрации примеси Ag вблизи поверхности в результате быстрой диффузии Ag при плавлении либо из-за испарения Ag при ИЛО. Обсуждение этих причин рассматривается на основе проведенных исследований методами АСМ и СЭМ.

Рассмотрим влияние высокодозной имплантации ионов Ag^+ и последующего ИЛО на морфологию поверхности слоя Ag:Si. На рис. 3 приведены АСМ-изображения имплантированного слоя до и после ИЛО, а также соответствующие им профили поверхности. Ионная имплантация приводит к образованию развитого рельефа поверхности, состоящего из углублений (пор) с поперечными размерами $100\text{--}200 \text{ nm}$, глубиной до 40 nm и толщиной стенок до 100 nm (рис. 3, a, b). Величина среднеквадратичной шероховатости σ имплантированной поверхности составляет 9 nm . При этом можно видеть, что в стенках пор присутствуют НЧ размером $40\text{--}70 \text{ nm}$. Такая картина поверхности соответствует наблюдавшейся ранее [6,11], а исследования элементного

состава и морфологии поверхности на СЭМ свидетельствовали о формировании НЧ Ag.

ИЛО, проводимый с $W = 1.2 \text{ J/cm}^2$ и сопровождающийся частичным плавлением имплантированного слоя, сохранял пористую структуру поверхности, сглаживая ее рельеф до уровня $\sigma = 3.5 \text{ nm}$ (не показано). При повышении W до 1.5 J/cm^2 , когда фронт плавления распространялся на весь слой Ag:Si, структура отвердевшей поверхности становилась мелкозернистой (размеры зерен $10\text{--}100 \text{ nm}$) и более однородной с идентичным уровнем шероховатости ($\sigma = 4 \text{ nm}$) (рис. 3, d-f). Очевидно, что в данном случае большая глубина проникновения расплава ($\sim 100 \text{ nm}$) привела к исчезновению первоначальной пористой структуры слоя с образованием плотного массива НЧ Ag и Si. ИЛО с плотностью энергии $W = 1.8 \text{ J/cm}^2$ не показало существенного изменения морфологии в сравнении с предыдущим случаем ($W = 1.5 \text{ J/cm}^2$). Таким образом, данные АСМ свидетельствуют о сглаживании рельефа поверхности при ИЛО, что исключает версию о повышенном диффузном рассеянии света на лазерно-модифицированной поверхности как возможную причину для уменьшения $R(t)$ после ИЛО.

Исследование микроструктуры исходного имплантированного слоя Ag:Si с помощью СЭМ также демонстрирует образование углублений (пор), в стенках которых преимущественно сосредоточены ионно-синтезированные НЧ Ag размером 20–50 nm (рис. 4, *a*). ИЛО с $W = 1.2 \text{ J/cm}^2$ (частичное плавление слоя) приводит к образованию множества мелких НЧ Ag размером менее 10 nm. При этом наблюдаются нерасплавившиеся полностью стенки пор, сформированные при имплантации (рис. 4, *b*). При повышении W до 1.5 J/cm^2 происходит исчезновение границ пор за счет более глубокого плавления, а образовавшиеся из расплава НЧ Ag по своим размерам можно разделить на две фракции: более мелкие (5–15 nm) с высокой концентрацией и более крупные (40–60 nm) с меньшей концентрацией (рис. 4, *r*). ИЛО с максимальной плотностью энергии ($W = 1.8 \text{ J/cm}^2$) приводит к формированию схожих по размерам и содержанию НЧ Ag, однако в данном случае можно наблюдать образование ячеистой структуры Si с размерами ячеек около 50 nm. Схожие ячеистые структуры наблюдались ранее с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) на слоях Si, имплантированных ионами переходных металлов (Fe, Pt, Cu) и облученных лазерными импульсами в результате процесса сегрегации примеси [15,23]. Аналогичный эффект может иметь место и в нашем случае ввиду низкой растворимости Ag в Si.

Изучение элементного состава методом РСМА слоя Ag:Si до и после ИЛО при зондировании пучком электронов на глубину $\sim 1 \mu\text{m}$ не выявило существенного изменения концентрации Ag, которая варьировалась в диапазоне 0.6–0.7 at.%. Это свидетельствует об отсутствии ошутимого испарения примеси Ag из образца при ИЛО в пределах чувствительности данного метода. Однако полностью исключить факт испарения нельзя ввиду достижения высоких температур в процессе лазерного нагрева. Исследование структуры слоя Ag:Si после ИЛО ($W = 1.2 \text{ J/cm}^2$) методом ДОЭ показало размытую картину дифракции без наличия кикучи-линий, что говорит о сохранении аморфной фазы *a*-Si в поверхностном слое образца. При повышении величины W до $1.5\text{--}1.8 \text{ J/cm}^2$ на ДОЭ-картинах наблюдаются кикучи-линии, что указывает на восстановление кристаллической структуры *c*-Si. Таким образом, приведенные данные свидетельствуют о сохранении значительной доли внедренной примеси Ag в приповерхностном слое Si и о модификации размеров НЧ Ag в результате ИЛО.

Поскольку известно, что диффузия большинства примесей в расплаве Si происходит с высоким коэффициентом ($D \sim 10^{-4} \text{ cm}^2/\text{s}$) [18], можно предположить, что примесь Ag может диффундировать вглубь образца за время жизни расплава. Это уменьшит ее концентрацию вблизи поверхности, что приведет к понижению отражения света от образца. Данное понижение отражения проявляется на осциллограммах $R(t)$ (рис. 2) и наблюдается невооруженным глазом.

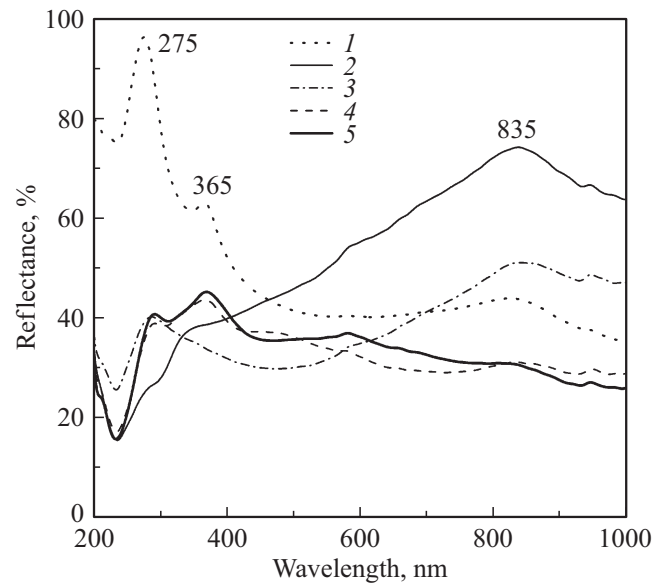


Рис. 5. Спектры отражения $R(\lambda)$ монокристалла *c*-Si (1), имплантированного слоя Ag:Si до ИЛО (2) и после ИЛО с различной плотностью энергии W : 1.2 (3), 1.5 (4) и 1.8 J/cm^2 (5).

На рис. 5 приведены спектры отражения $R(\lambda)$ для подложки *c*-Si, а также имплантированного слоя Ag:Si до и после ИЛО. В спектре подложки *c*-Si видны две узкие полосы отражения с максимумами при 275 и 365 nm, которые связаны с межзонными переходами в Si. Спектр $R(\lambda)$ имплантированного слоя (кривая $W = 0$) характеризуется пониженной интенсивностью этих полос в результате формирования *a*-Si, а также наличием интенсивной плазмонной полосы НЧ Ag в Si при $\lambda = 835 \text{ nm}$ с $R \sim 75\%$. Проведенные ранее расчеты по теории Ми [9] оптической экстинкции для НЧ Ag в Si с размерами от 6 до 20 nm показали, что полоса ЛППР таких НЧ должна иметь максимум в области 820–840 nm.

ИЛО с $W = 1.2 \text{ J/cm}^2$ приводит к некоторому усилению интенсивности пика *c*-Si при 286 nm, что свидетельствует о частичной кристаллизации слоя *a*-Si. Кроме того, видно снижение интенсивности плазмонной полосы при 835 nm до $R \sim 50\%$ без существенного изменения ее положения. Такое снижение интенсивности R , вероятно, связано с перераспределением атомов Ag в расплаве. При повышении величины W до 1.5 J/cm^2 происходило частичное восстановление полосы *c*-Si при 365 nm одновременно с дальнейшим падением интенсивности плазмонной полосы. ИЛО при $W = 1.8 \text{ J/cm}^2$ не приводил к существенному изменению спектра $R(\lambda)$ в сравнении с предыдущим случаем (1.5 J/cm^2). Как и в случае с осциллограммами отражения $R(t)$, падение интенсивности плазмонной полосы может быть связано с диффузией Ag в расплаве Si и уменьшением его содержания непосредственно у самой поверхности.

Заключение

Изучено воздействие наносекундных лазерных импульсов на $\lambda = 0.694 \mu\text{m}$ на состав, морфологию поверхности, кристалличность и оптическое отражение слоев Ag:Si, полученных имплантацией ионами Ag^+ . Проведенное компьютерное моделирование лазерного нагрева двухслойной системы $\alpha\text{-Si}/\text{c-Si}$ с высоким начальным отражением позволило оценить толщину расплава и температуру на поверхности образцов при различных значениях плотности энергии лазерных импульсов. Результаты моделирования хорошо согласуются с экспериментальными данными, полученными при оптическом зондировании облучаемой поверхности. Данные АСМ и СЭМ показали сглаживание рельефа поверхности при ИЛЮ имплантированного слоя, формирование наночастиц Ag двух размерных фракций в кристаллизованной матрице Si и отсутствие ошутимого испарения примеси Ag. Спектры $R(\lambda)$ лазерно-модифицированных слоев Ag:Si показали уменьшение интенсивности плазмонной полосы металлических НЧ при $\lambda = 835 \text{ nm}$, которое, вероятно, связано с диффузионным перераспределением примеси Ag в расплаве Si.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 17-12-011176.

Список литературы

- [1] Garcia M.A. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2011. V. 44. P. 283001.
- [2] Schaadt D.M., Feng B., Yu E.T. // Appl. Phys. Lett. 2005. V. 86. P. 063106.
- [3] 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.
- [4] Knight M.W., Sobhani H., Nordlander P., Halas N.J. // Science. 2011. V. 332. P. 702.
- [5] 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.
- [6] Воробьев В.В., Рогов А.М., Осин Ю.Н., Брандт Н.Н., Нурждин В.И., Валеев В.Ф., Степанов А.Л. // Опт. и спектр. 2018. Т. 124. С. 617.
- [7] Борен К., Хафмен Д. Поглощение и рассеяние света малыми частицами. М.: Мир, 1986. 662 с.
- [8] Spinelli P., Polman A. // Opt. Exp. 2012. V. 20. P. A641.
- [9] Степанов А.Л., Воробьев В.В., Нурждин В.И., Валеев В.Ф., Осин Ю.Н. // ЖПС. 2017. Т. 84. С. 726; Stepanov A.L., Vorobev V.V., Nuzhdin V.I., Valeev V.F., Osin Yu.N. // J. Appl. Spectr. 2017. V. 84. P. 785.
- [10] Глазов В.М., Земсков В.С. Физико-химические основы легирования полупроводников. М.: Наука, 1967. 372 с.
- [11] Stepanov A.L., Trifonov A.A., Osin Y.N., Valeev V.F., Nuzhdin V.I. // Optoelect. Adv. Mater. Rapid Comm. 2013. V. 7. P. 692.
- [12] 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.
- [13] Dhoubhadel M.S., Lakshantha W.J., Lightbourne S., D'Souza F., Rout B., McDaniel F.D. // AIP Conf. Proceed. 2015. V. 1671. P. 020003.
- [14] Wahl U., Correia J.G., Vantomme A. // Nucl. Instrum. Meth. B. 2002. V. 190. P. 543.
- [15] Двуреченский А.В., Качурин Г.А., Нурждин В.И., Смирнов Л.С. Импульсный отжиг полупроводниковых материалов. М.: Наука, 1982. 208 с.
- [16] Bazarov V.V., Nuzhdin V.I., Valeev V.F., Stepanov A.L. // Vacuum. 2018. V. 148. P. 254.
- [17] Новиков Г.А., Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Файзрахманов И.А., Ивлев Г.Д., Прокопьев С.Л. // ЖТФ. 2015. Т. 85. С. 89; Novikov H.A., Batalov R.I., Bayazitov R.M., Faizrahmanov I.A., Ivlev G.D., Prokop'ev S.L. // Tech. Phys. 2015. V. 60. P. 406.
- [18] Szyszko W. // Appl. Surf. Sci. 1995. V. 90. P. 325.
- [19] Donovan E.P., Spaepen F., Turnbull D., Poate J.M., Jacobson D.C. // Appl. Phys. Lett. 1983. V. 42. P. 698.
- [20] Самарский А.А. Теория разностных схем. М.: Наука, 1983. 616 с.
- [21] Novikov H.A., Bayazitov R.M., Batalov R.I., Faizrahmanov I.A., Ivlev G.D., Prokop'ev S.L. // Solid State Phenom. 2016. V. 247. P. 24.
- [22] Гацкевич Е.И., Ивлев Г.Д., Чапланов А.М. // Квант. электрон. 1995. Т. 22. С. 805; Gatskevich E.I., Ivlev G.D., Chaplanov A.M. // Quant. Electron. 1995. V. 25. P. 774.
- [23] Cullis A.G., Webber H.C., Poate J.M., Chew N.G. // J. Microsc. 1980. V. 118. P. 41.