Структура, состав и свойства кремния, имплантированного ионами цинка и кислорода при повышенной температуре

© В.В. Привезенцев[1,2], А.П. Сергеев[1], В.С. Куликаускас[3], Д.А. Киселев[4], А.Ю. Трифонов[5,6], А.Н. Терещенко[7]

[1] Федеральное государственное учреждение „Федеральный научный центр Научно-исследовательский институт системных исследований Российской академии наук“, 117218 Москва, Россия
[2] Физико-технологический институт им. К.А. Валиева Российской академии наук, 117218 Москва, Россия
[3] Научно-исследовательский институт ядерной физики Московского государственного университета им. М.В. Ломоносова, 119991 Москва Россия
[4] Национальный исследовательский технологический университет „Московский институт стали и сплавов“, 119049 Москва, Россия
[5] Национальный исследовательский университет „МИЭТ“ — Московский институт электронной техники, 124432 Москва, Зеленоград, Россия
[6] Научно-исследовательский институт физических проблем, 124432 Москва, Зеленоград, Россия
[7] Институт физики твердого тела Российской академии наук, 142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

E-mail: v.privezentsev@mail.ru

Поступила в Редакцию 5 августа 2020 г.
В окончательной редакции 15 августа 2020 г.
Принята к публикации 15 августа 2020 г.

Подложки Si, выращенные методом Чохральского (n-тип, ориентация (100)), были подвергнуты двойной имплантации: вначале ионами $^{64}Zn^+$ с дозой $5 \cdot 10^{16}$ см$^{-2}$ и энергией 50 кэВ, а затем ионами $^{16}O^+$ с дозой $2 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$ и энергией 20 кэВ. Во время имплантации температура подложки поддерживалась $\sim 350^\circ$C. После имплантации Si-подложка содержит радиационные дефекты и их кластеры: двойники, дислокации, а также нанокластыры (НК), а именно на поверхности и в приповерхностном слое подложки образовались Zn-содержащие НК со средним радиусом 10–50 нм преимущественно из фазы металлического Zn и частично из фазы ZnO. После фотонного отжига до эффективной температуры 700°C, оптимальной для получения фазы ZnO, радиационные дефекты отожглись, а на поверхности образца зафиксированы Zn-содержащие НК, предположительно, состоящие из фазы ZnO и частично из фазы Zn_2SiO_4 со средним диаметром 50–100 нм.

Ключевые слова: кремниевая подложка, цинк, кислород, горячая имплантация, наночастицы, ZnO.

DOI: 10.21883/FTP.2020.12.50242.9501a

1. Введение

Свойства металлических и металло-окисных наночастиц (НЧ) в полупроводниковых и прозрачных диэлектрических матрицах широко исследуются из-за перспективы их применения в современных приборах опто- и микроэлектроники [1]. НЧ оксида цинка играют важную роль, так как ZnO является прямозонным материалом с шириной запрещенной зоны 3.37 эВ и имеет большую энергию связи экситона 60 мэВ. Поэтому НЧ оксида цинка могут использоваться в светоизлучающих устройствах ультрафиолетового диапазона [3,4]. Благодаря другим уникальным свойствам ZnO, таким как сорбционный эффект, пьезоэлектричество и ферромагнетизм уже при комнатной температуре, они могут применяться в солнечных элементах [5], в газовых сенсорах [6], в устройствах спинтроники [7], в устройствах памяти (мемристорах) [8], в медицине [9] и биологии [10].

Так как до настоящего времени в микроэлектронике преимущественно используется Si, то наличие НЧ цинка и ZnO в подложке Si вызывают особый интерес. Процесс формирования таких НЧ с контролируемыми размерами и формой представляет значительную практическую ценность. Существует несколько попыток формирования наночастиц Zn и ZnO в Si путем имплантации Zn и последующего термического окисления имплантированных кремниевых пластин [11–13]. Ранее мы уже сообщали о наших исследованиях формирования наночастиц Zn и ZnO в подложках Si, имплантированных ионами Zn при повышенных температурах с последующим отжигом в атмосфере кислорода [14]. В данной работе мы представляем результаты исследования формирования НЧ в подложках Si, последовательно имплантированных Zn и O при повышенных температурах.

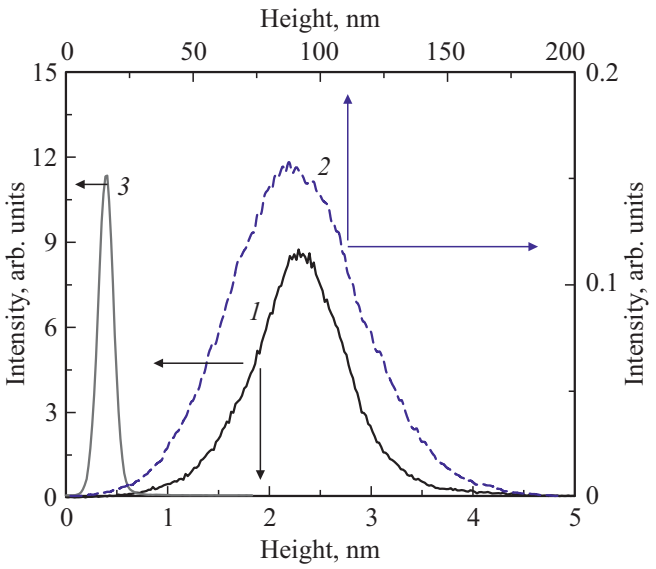

Рис. 1. Гистограммы шероховатости для исследуемых образцов: *1* — Si образца после Zn/O имплантации, *2* — Si образца после фотонного отжига при эффективной температуре 700°C, *3* — кремниевой подложки с естественным слоем SiO_2.

2. Образцы и методики эксперимента

Выращенные методом Чохральского подложки Si *n*-типа с ориентацией (100) имплантировали вначале ионами $^{64}Zn^+$ с дозой $5 \cdot 10^{16}$ см$^{-2}$ и энергией 50 кэВ, а затем ионами $^{16}O^+$ с дозой $2 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$ и энергией 20 кэВ. На обоих этапах имплантации температура подложки составляла ~ 350°C. Затем подложки были разрезаны на образцы размером 10×10 мм, и эти образцы были подвергнуты изохронному (в течение 20 мин) фотонному отжигу в вакууме. На каждом этапе фотонного отжига эффективная температура составляла от 500 до 900°C с шагом 100°C.

Топография образца изучалась с помощью сканирующей зондовой микроскопии (АСМ) MFP-3D (Asylum Research) в полуконтактной атомно-силовой моде (AC Air Topography) и в Кельвин-моде. Профили имплантированных примесей Zn и O, а также сопутствующих оксидных ионов, которые образовались в имплантированном образце при отжиге, изучали методом вторично-ионной масс-спектрометрии с помощью времяпролетного масс-спектрометра ToF.SIMS 5–100 (ION-TOF). При послойном анализе распыление образцов осуществляли ионами O_2^+ с энергией 0–5 кэВ при анализе положительных вторичных ионов Si, O и Zn и ионами Cs^+ с энергией 0.5 кэВ при анализе отрицательных вторичных ионов O, Si, SiO, SiO_2, ZnO и Zn_2SiO_4. Энергия анализирующего пучка Bi^+ составляла 30 кэВ. Измерения фотолюминесценции (ФЛ) проводились при температуре 10 K по стандартной фазочувствительной методике с охлаждаемым германиевым фотосопротивлением в качестве детектора. ФЛ возбуждалась фотонами с длиной волны $\lambda = 920$ нм при плотности возбуждения 10 мВт/мм^2.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Сканирующая зондовая микроскопия

У исходной Si-подложки поверхность достаточно гладкая и ее шероховатость составляет менее 0.1 нм, а максимум распределения шероховатости составляет ~ 0.5 нм (рис. 1, кривая *3*). На рис. 2, *a* представлено 2D АСМ-изображение, а на рис. 2, *b* показано 3D АСМ-изображение поверхности образцов подложек Si после Zn/O горячей имплантации. На рис. 1 представлено распределение шероховатости по всему квадратному

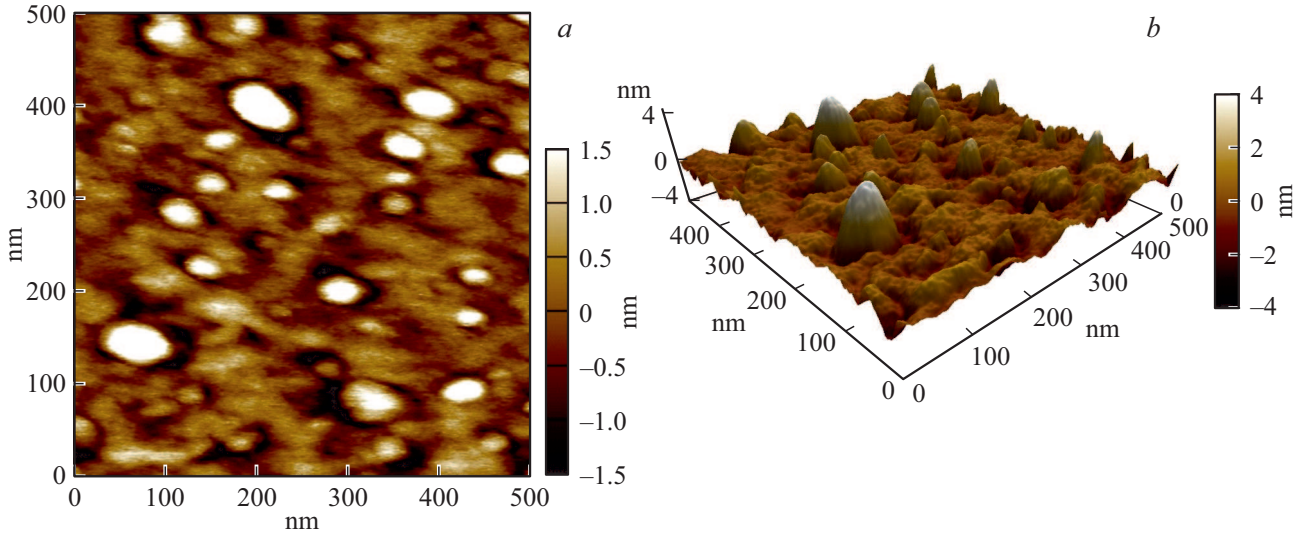

Рис. 2. 2D (*a*) и 3D (*b*) АСМ-изображения поверхности Si образца после Zn/O имплантации.

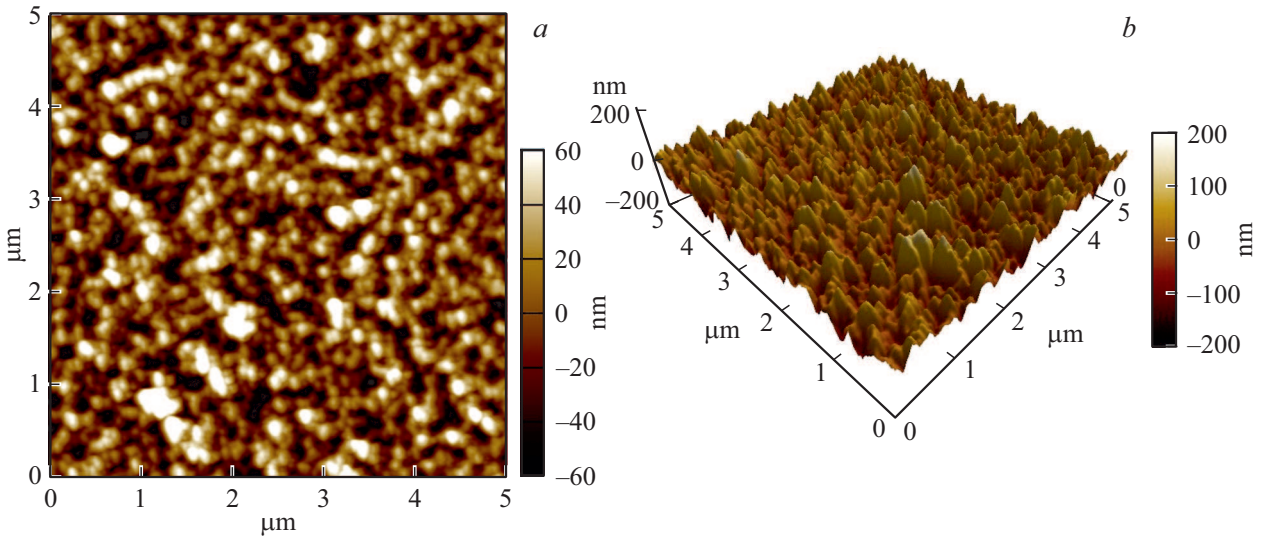

Рис. 3. 2D (*a*) и 3D (*b*) АСМ-изображения поверхности Si образца после фотонного отжига при эффективной температуре 700°C.

кадру для этого случая (кривая *1*). Из анализа рис. 2 следует, что после горячей Zn/O имплантации поверхность образца становится более неоднородной по сравнению с исходным состоянием до имплантации. Теперь параметры шероховатости: Rms = 0.58 нм, Ra = 0.43 нм, а максимум шероховатости составляет 2.3 нм (рис. 1, кривая *1*). Поверхность состоит из бугорков и долин. Бугорки имеют круглую форму и размер в плоскости в диапазоне 20–50 нм. Эти округлые бугорки окружены долинами с примерно таким же размером в плоскости (рис. 2). Наблюдаемые бугорки обусловлены Zn-содержащими нанокластерами (преимущественно Zn и/или ZnO) и радиационными дефектами (см. далее раздел ПЭМ), образовавшимися после имплантации.

На рис. 3, *a* представлено 2D АСМ-изображение поверхности образца после импульсного светового отжига в вакууме при эффективной температуре 700°C. Распределение шероховатости по всему кадру для этого случая представлено на рис. 1 (кривая *2*). Теперь параметры шероховатости: Rms = 26 нм, Ra = 21 нм. Видно, что после отжига поверхность образца становится более структурированной (рис. 3, *b*), а именно ее шероховатость значительно увеличивается, так что ее средние значения достигают значения 90 нм (рис. 2, кривая *2*). Поверхность состоит из бугорков и долин. Оба типа этих неровностей поверхности в плоскости имеют размеры ∼ 100 нм. Образовавшиеся бугорки обусловлены Zn-содержащими нанокластерами, состоящими преимущественно из фазы ZnO и (или) фазы Zn_2SiO_4, образовавшимися после фотонного отжига.

3.2. Времяпролетная вторично-ионная масс-спектрометрия

На рис. 4 представлены профили распределения по глубине образцов Zn (кривая *2*) и O (кривая *1*) сразу после имплантации, а также после отжига (кривая *4* для Zn и кривая *3* для O). Калибровка профилей концентрации Zn^+ и O^- в образце после имплантации (кривая *2*) проводилась в соответствии с известными дозами имплантации. Максимальная концентрация Zn находится на глубине 50 нм и соответствует $8.6 \cdot 10^{21}$ см$^{-3}$. Распределение имплантированного Zn имеет кроме главного максимума, о котором шла речь выше, еще и дополнительный приповерхностный максимум на глубине ∼ 5 нм примерно такой же величины. Последнее может быть связано с сегрегацией цинка из-за наличия поверхностного слоя оксида кремния.

Что касается профиля имплантированного кислорода после Zn/O имплантации, то максимальная концентра-

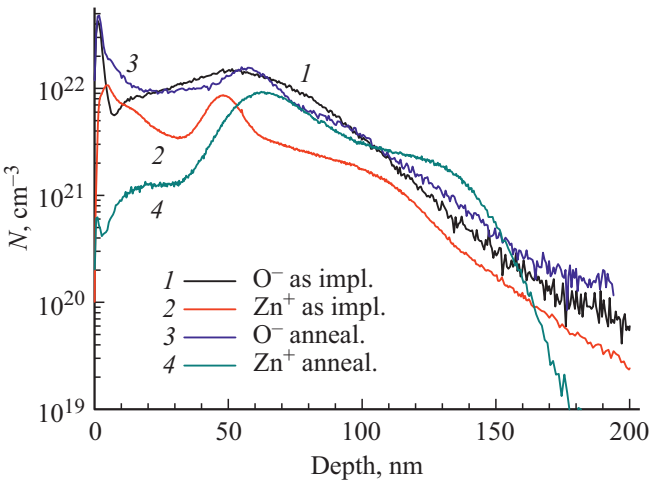

Рис. 4. Профили распределения O и Zn по глубине в исследуемых образцах: ионы O^- (*1*) и Zn^+ (*2*) после имплантации; ионы O^- (*3*) и Zn^+ (*4*) после отжига образцов при эффективной температуре 700°C.

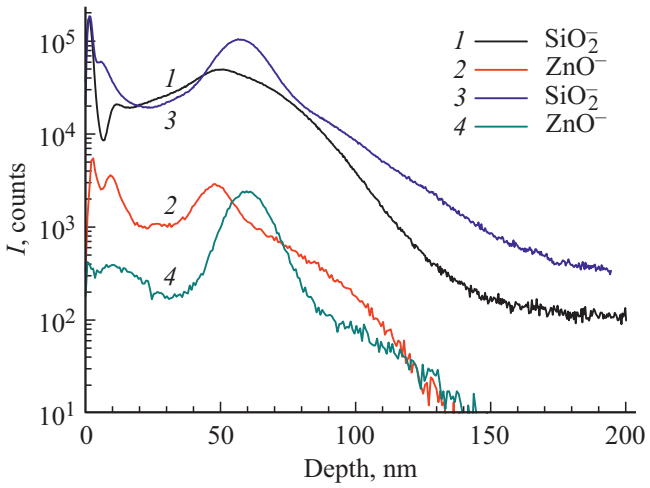

Рис. 5. Токи основных отрицательных ионов оксидов для Zn/O имплантированных и отожженных при эффективной температуре 700°C образцов: ионы SiO_2^- (*1*) и ZnO^- (*2*) для имплантированных и ионы SiO_2^- (*3*) и ZnO^- (*4*) для отожженных образцов.

ция O^- находится на глубине 55 нм и соответствует $1-2 \cdot 10^{22}$ см$^{-3}$. Однако распределение O^- имеет кроме главного максимума, о котором шла речь выше, еще и дополнительный приповерхностный максимум на глубине ~ 5 нм величиной $4.5 \cdot 10^{22}$ см$^{-3}$. Это может быть связано с наличием естественного поверхностного слоя оксида кремния такой толщины. Следует отметить, что оба образца (кривые *1* и *2*) имеют поверхностный слой толщиной от 5–10 нм с высоким содержанием загрязнений углеводородными соединениями.

Профиль распределения концентрации Zn^+ по глубине образца после отжига при эффективной температуре 700°C показан на рис. 4 (кривая *4*). Калибровка этого профиля по концентрации проводилась по коэффициенту относительной элементной чувствительности, рассчитанному в результате калибровки по концентрации профиля Zn, показанной на рис. 4 (кривая *2*). Максимум концентрации цинка после отжига сместился на глубину 65 нм и и практически не изменился по величине после Zn/O имплантации. Пересчитанная доза внедренного Zn в этом образце составляет $1.5 \cdot 10^{16}$ см$^{-2}$, т. е. она уменьшилась в 3 раза по сравнению с имплантационной дозой. Распределение Zn после отжига имеет кроме главного максимума, о котором шла речь выше, еще и дополнительный поверхностный максимум величиной $4 \cdot 10^{20}$ см$^{-3}$, что более, чем на порядок меньше по сравнению с главным. Такое уменьшение поверхностного максимума Zn связано с удалением углеводородных соединений при отжиге.

На рис. 5 показаны профили по глубине образца для токов основных отрицательных ионов оксидов при распылении подложки ионами Cs^+ с энергией 0.5 кэВ. Эти профили качественно соответствуют концентрационным профилям как для ионов SiO_2^- (кривая *1*) и ZnO^- (кривая *2*) для образцов после Zn/O имплантации, так и для ионов SiO_2^- (кривая *3*) и ZnO^- (кривая *4*) для образцов после импульсного фотонного отжига при эффективной температуре 700°C соответственно. Профиль тока ионов ZnO после Zn/O имплантации имеет главный максимум на глубине 50 нм, что соответствует главному максимуму Zn после имплантации. Профиль распределения тока ZnO^-, имплантированного Zn, имеет, кроме главного максимума, дополнительный приповерхностный максимум в виде дублета на глубине 5–15 нм в 2–3 раза больше, чем главный максимум. Как уже было отмечено выше, это может быть связано как с сегрегацией ZnO из-за наличия поверхностного слоя оксида кремния, так и с присутствием поверхностных углеводородных загрязнений.

Что касается профиля тока для ионов SiO_2^- после Zn/O имплантации, то его максимум (см. рис. 5, кривая *1*) находится на глубине 55 нм, что соответствует максимуму имплантированного кислорода. Очевидно, что распределение ионов SiO_2^- имеет, кроме главного максимума, и приповерхностный максимум на глубине ~ 5 нм, обусловленный наличием естественного поверхностного слоя оксида кремния.

После импульсного фотонного отжига при эффективной температуре 700°C оба рассмотренных выше профиля изменяются. Их главные максимумы смещаются внутрь образца на глубину 60 нм. Главный максимум распределения ZnO^- почти не изменяется по величине, а его приповерхностный максимум становится чисто поверхностным и уменьшается на порядок величины.

Профиль SiO_2 после фотонного отжига имеет следующие особенности: его главный максимум увеличивается, а приповерхностный не изменяется ни по величине, ни по положению. Это и очевидно, так как пленка естественного поверхностного слоя оксида кремния остается на месте.

3.3. Просвечивающая электронная микроскопия

На рис. 6 показаны обзорные ПЭМ изображения приповерхностного слоя поперечного сечения образца после Zn/O имплантации для двух увеличений. При холодной имплантации распределение имплантированного Zn при энергии внедрения 50 кэВ имеет максимальную концентрацию на глубине прогнозируемого диапазона $R_p = 38.4$ нм, а распределение имплантированного O при энергии внедрения 20 кэВ имеет максимальную концентрацию на глубине прогнозируемого диапазона $R_p = 40.0$ нм согласно расчетам по программе SRIM [16]. На вставке к рис. 6, *a* представлена электронограмма по всему кадру. На рис. 6, *a* область имплантации Zn отчетливо видна в середине ПЭМ изображения, где по изменению контраста изображения можно выявить Zn-содержащие кластеры и радиационные

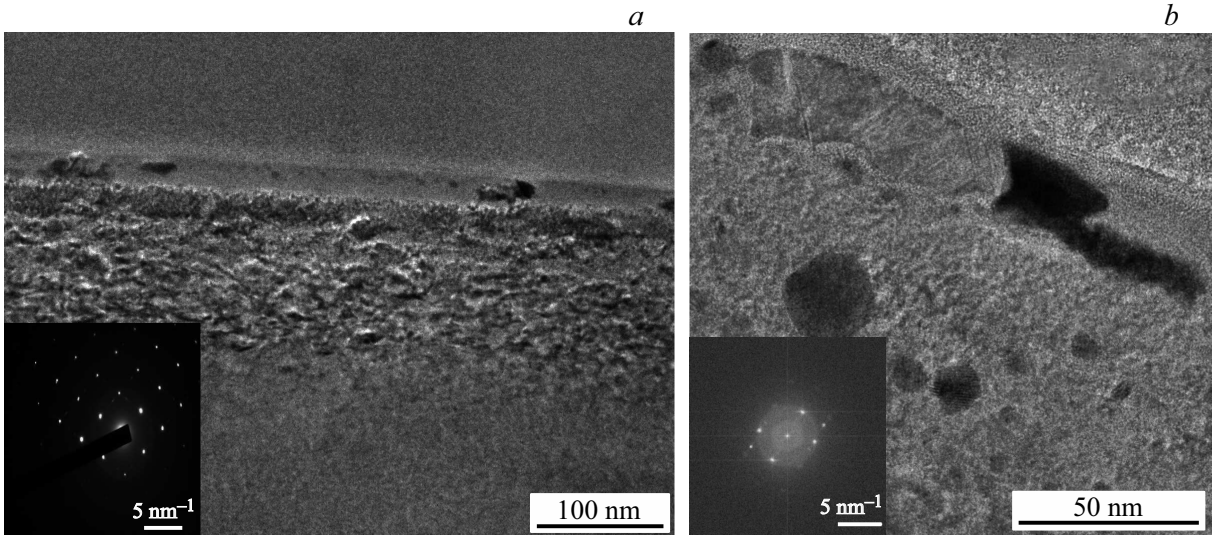

Рис. 6. Обзорные ПЭМ-изображения поперечного сечения приповерхностного слоя образца после Zn/O имплантации с разными степенями увеличения (*a*) и (*b*). На вставке представлены электронограммы. [Электоронограмма для рис. 6, *b* приложена отдельно.]

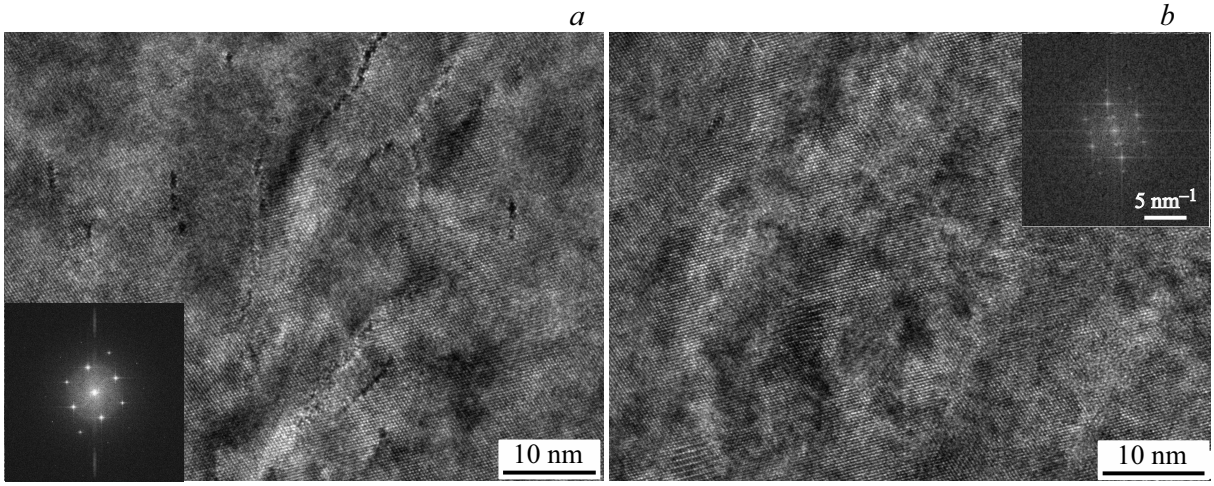

Рис. 7. ПЭМ ВР-изображения поперечного сечения приповерхностного слоя образца после Zn/O имплантации с разными степенями увеличения: *a* — изображение с дислокациями, на вставке представлен фурье-образ по кадру; *b* — изображение с муаровыми пятнами, на вставке представлен фурье-образ по кадру.

дефекты. Из анализа рефлексов на электронограмме на вставке к рис. 6, *a* можно заключить, что в подложке Si после имплантации образовались двойники. Отражения от двойников смещены на одну треть относительно основных рефлексов и, как и ожидается, имеют меньшую яркость, Поперечное сечение обратной решетки слегка отображается вне оси зоны.

На рис. 6, *b* на обзорном ПЭМ изображении с большим увеличением видны пятна круглой формы, представляющие собой Zn-содержащие кластеры. Аморфное состояние этих кластеров подтверждается фурье-образом по всему кадру (см. вставку на этом рисунке), на котором отсутствуют следы кристаллографических плоскостей. На этом фурье-образе имеется гало, указывающее на частично аморфное состояние подложки Si после Zn/O имплантации.

На рис. 7 представлены два разных ПЭМ ВР изображения в середине зоны имплантации для образца после Zn/O ионной имплантации. На рис. 7, *a* представлено ПЭМ ВР изображение, на котором видны участки дислокаций размером ~ 10 нм. На вставке к рис. 7, *a* представлен фурье-образ по всему кадру, из которого следует, что дислокации находятся в кремниевой подложке. На рис. 7, *b* представлено ПЭМ ВР изображение приповерхностного слоя, на котором видны муаровые пятна размером ~ 20 нм. На вставке к рис. 7, *b* представлен фурье-образ по всему кадру. Из него следует, что муаровые пятна обусловлены наложением одинаковых слоев с раз-

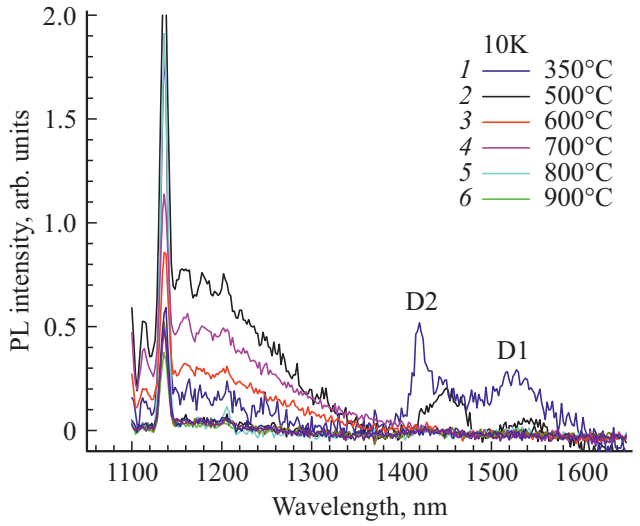

Рис. 8. Спектры ФЛ в ИК-области при 10 K (кривые *1* и *2* увеличены в 3 раза для наглядности).

ной ориентацией и/или расстоянием между плоскостями в кристаллической решетке кремниевой матрицы.

3.4. Фотолюминесценция

На рис. 8 представлены спектры фотолюминесценции (ФЛ) исследуемых образцов в ближней ИК-области при температуре 10 K. После Zn/O имплантации спектр ФЛ (кривая *1*) демонстрирует наличие характерной дислокационной люминесценции (ДЛ) в кремнии. Это однозначно свидетельствует о наличии значительной плотности дислокаций в кремнии после его облучения ионами Zn и O, что согласуется с данными ПЭМ ВР (рис. 7, *a*). Как известно, ДЛ в кремнии представляет собой серию полос D1–D4 в интервале энергий 0.8–1 эВ [18]. Как следует из анализа кривой *1* на рис. 8, в спектре ФЛ практически отсутствует коротковолновая часть ДЛ, состоящая из линий D4 (1.0 эВ) и ее фононного повторения D3 (0.934 эВ). Так как линии D3 и D4 связаны с рекомбинацией носителей на прямолинейных участках расщепленных 60-градусных дислокаций [19–21], то отсутствие в спектре данных линий люминесценции свидетельствует о соответствующей морфологии дислокаций, образовавшихся после Zn/O облучения кремния. В то же время в спектре люминесценции доминирует низкоэнергетическая часть ДЛ, состоящая из линий D1 (0.81 эВ) и D2 (0.87 эВ), источниками которых являются некие структурные дефекты в ядре дислокации.

Последующий отжиг образцов при температуре 500°C приводит к полному исчезновению спектра ДЛ и одновременному появлению широкой бесструктурной полосы с центром ~ 1.07 эВ, сохраняющейся вплоть до отжига при 700°C. Природа данных излучающих центров на данный момент неизвестна. Предположительно, ответственными за них являются дефекты в объеме кремния, образующиеся при отжиге из радиационных дефектов. Образовавшиеся излучательные центры являются конкурирующими каналами рекомбинации по отношению к дислокациям, что является одной из причин гашения ДЛ. Кроме этого, в процессе отжигов при более высоких температурах может происходить аннигиляция дислокаций, образовавшихся на более низкотемпературной стадии имплантации, что также приводит к гашению ДЛ. Дальнейший отжиг образцов при температурах 800°C и выше приводит к исчезновению полосы люминесценции с центром 1.0 эВ и значительному увеличению интенсивности экситонной люминесценции, что свидетельствует о существенном снижении количества центров рекомбинации в объеме кремния вследствие их отжига.

4. Заключение

Из полученных результатов можно сделать следующие выводы.

1. Подложки *n*-типа CZ Si с ориентацией (100) были имплантированы при температуре 350°C ионами $^{64}Zn^{+}$ с дозой $5 \cdot 10^{16}$ см$^{-2}$ и энергией 50 кэВ, а затем ионами $^{16}O^{+}$ с дозой $2 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$ и энергией 20 кэВ.

2. После Zn/O имплантации в приповерхностном слое образуются радиационные дефекты: точечные дефекты и их кластеры, двойниковые зерна, дислокации, а также Zn-содержащие кластеры (преимущественно состава Zn и ZnO) со средними размерами 10–20 нм и со средними размерами 20–50 нм на поверхности Si-подложки.

3. По мере отжига происходит постепенный отжиг радиационных дефектов, а после отжига при эффективной температуре 700°C в приповерхностном слое и на поверхности Si-подложки выявлены Zn-содержащие кластеры (преимущественно состава ZnO) с размером ~ 100 нм.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания Федерального государственного учреждения „Федеральный научный центр Научно-исследовательский институт системных исследований Российской академии наук“ № 0065-2019-0003(АААА-А19-119011590090-2). Работа частично финансировалась в рамках государственного задания Федерального государственного бюджетного учреждения науки „Физико-технологический институт им. К.А. Валиева Российской академии наук“ и Института физики твердого тела Российской академии наук, а также Министерством науки и высшего образования России для Национального исследовательского технологического университета „Московский институт стали и сплавов“ (проект № 0718-2020-0031).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] *Nanoclusters and Nanocrystals*, H. Singh Nalwa (ed.) (Hitachi, Japan, 2003).
[2] C. Flytzanis, F. Haqche, M.C. Klein, D. Ricard, Ph. Roussignol. In Prog.Optics, E.Wolf (ed.), (North Holland, Amsterdam, 1999) p. 29, 321.
[3] S. Chu, M. Olmedo, Zh. Yang, J. Kong, J. Liu et al. Appl. Phys. Lett., **93**, 181106 (2008).
[4] C.Y. Jiang, X.W. Sun, G.Q. Lo, D.L. Kwong, J.X. Wang. Appl. Phys. Lett., **90**, 263501 (2007).
[5] G.P. Smestad, M. Gratzel. J. Chem. Educ., **75**, 752 (1998).
[6] C. Li, Y. Yang, X.W. Sun, W. Lei, X.B. Zhang, B.P. Wang, J.X. Wang, B.K. Tay, J.D. Ye, G.Q. Lo, D.L. Kwong. Nanotechnology, **18**, 135604 (2007).
[7] B.B. Straumal, A.A. Mazilkin, S.G. Protasova, A.A. Myatiev, P.B. Straumal, G. Schütz, P.A. van Aken, E. Goering, B. Baretzky. Phys. Rev. B, **79**, 205206 (2009).
[8] J.S. Dodds1, F.N. Meyers, K.J. Loh. Smart Structures and Systems, **12**, 055 (2013).
[9] A. Sirelkhatim, S. Mahmud, A. Seeni, N.H.M. Kaus, L.C. Ann, S.K. ohd Bakhori, H. Hasan, D. Mohamad. Nano-Micro Lett., **7**, 219 (2015).
[10] S. Inbasekaran, R. Senthil, G. Ramamurthy, T.P. Sastry. Intern. J. Innov // Res. Sci. Eng. Technol., **3**, 8601 (2014).
[11] H. Amekura, Y. Takeda, N. Kishimoto. Mater. Lett., **222**, 96 (2011).
[12] Y.Y. Shen, X.D. Zhang, D.C. Zhang, Y.H. Xue, L.H. Zhang, C.L. Liu. Mater. Lett., **65**, 2966 (2011).
[13] V. Privezentsev, V. Kulikauskas, E. Steinman, A. Bazhenov. Phys. Status Solidi C, **10**, 48 (2013).
[14] V.V. Privezentsev, V.S. Kulikauskas, V.V. Zatekin, D.V. Petrov, A.Yu. Trifonov, A.A. Batrakov. J. Surface Investigation. *X*-ray, Synchrotron and Neutron Techniques, **9** (3), 486 (2015).
[16] J.F. Ziegler, J.P. Biersack. SRIM 2013 (http://www.srim.org).
[17] G. Ledoux, J. Gong, F. Huisken, O. Guillois, C. Reynaud. Appl. Phys. Lett., **80**, 4834 (2002).
[18] Н.А. Дроздов, А.А. Патрин, В.Д. Ткачев. Письма ЖЭТФ, **23** (11), 651 (1976).
[19] E.A. Steinman, V.I. Vdovin, T.G. Yugova, V.S. Avrutin, N.F. Izyumskaya. Semicond. Sci. Technol., **14**, 582 (1999).
[20] R. Sauer, Ch. Kisielowski-Kemmerich, H. Alexander. Phys. Rev. Lett., **57**, 1472 (1986).
[21] A.N. Izotov, A.I. Kolyubakin, S.A. Shevchenko, E.A. Steinman. Phys. Status Solidi A, **130**, 193 (1992).

Редактор А.Н. Смирнов

Structure, Content and Properties of Zn and O Ion Hot Implanted Silicon

V.V. Privezentsev[1,2], *A.P. Sergeev*[1], *V.S. Kulikauskas*[3], *D.A. Kiselev*[4], *A.Yu. Trifonov*[5,6], *A.N. Tereshchenko*[7]

[1] FRC „Scientific Research Institute of System Analysis of the Russian Academy of Sciences“,
117218 Moscow, Russia
[2] Valiev Institute of Physics & Technology of the Russian Academy of Sciences,
117218 Moscow, Russia
[3] Skobeltsyn Institute of Nuclear Physics, Lomonosov Moscow State University,
119991 Moscow, Russia
[4] National University of Science and Technology „MISiS“,
119049 Moscow, Russia
[5] National Research University „MIET“,
124432 Moscow, Zelenograd, Russia
[6] Lukin Scientific Research Institute of Physical Problem,
124432 Moscow, Zelenograd, Russia
[7] Institute of Solid-State Physics, Russian Academy of Sciences,
142432 Chernogolovka, Moscow district, Russia

Abstract The Czochralski growth Si (100) substrates were implantation by $^{64}Zn^+$ ions with dose of $5 \cdot 10^{16}\,cm^{-2}$ and energy of 50 keV and then by the $^{16}O^+$ ions with dose of $2 \cdot 10^{17}\,cm^{-2}$ and energy of 20 keV. During implantation the substrate temperature was about 350°C. Then, the substrates were cut into 10×10 mm samples, and were subjected to isochronous (for 20 min) photonic annealing in vacuum. At each stage of photon annealing, the effective temperature was varied from 500 up to 900°C with a step of 100°C. After implantation the radiation-induced point defects and their clusters are formed in the subsurface layer, twin grains, dislocations, as well as Zn-containing clusters (mainly of Zn and ZnO composition) with an average size of 10–20 nm and an average size of 20–50 nm on Si substrate surface. As the annealing proceeds, the radiation defects gradually disappear, and after annealing at an effective temperature of 700°C the Zn-containing clusters (presumably consisted of ZnO phase and particularly of Zn_2SiO_4 phase) with a size of about 100 nm are revealed in the surface layer and on the Si substrate surface.