Структура и оптические свойства протяженных дефектов, введенных в кремний имплантацией ионов Ge^+ с последующим отжигом

© Ж.В. Смагина[1], В.А. Зиновьев[1], А.Ф. Зиновьева[1], В.А. Володин[1], И.А. Александров[1], А.К. Гутаковский[1], В.И. Вдовин[1], А.В. Мудрый[2], В.Д. Живулько[2], В.Е. Захаров[3], Л.И. Федина[1]

[1] Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия
[2] ГНПО „Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению“, 220072 Минск, Беларусь
[3] Институт физики микроструктур Российской академии наук, 603087 Нижний Новгород, Россия

E-mail: smagina@isp.nsc.ru

Поступила в Редакцию 31 марта 2026 г.
В окончательной редакции 28 мая 2026 г.
Принята к публикации 28 мая 2026 г.

Проведен сравнительный анализ структуры и оптических свойств протяженных дефектов, введенных имплантацией ионов Ge^+ и последующим отжигом при $T = 500-800\,^\circ$C в слои кремния в структурах кремний-на-изоляторе и пластины Si(100). В обоих случаях, вплоть до $600\,^\circ$C, протяженные {113} дефекты являются доминирующими в структуре имплантированных слоев (при доле {001} дефектов $\leq 5\,\%$). Однако при $T = 700\,^\circ$C {001} дефекты становятся доминирующими в пластинах Si и анализ геометрической фазы их изображений, полученных методом высокоразрешающей электронной микроскопии, показывает значительные нанофлуктуации деформаций в плоскости {001} дефекта, указывающие на вариацию его атомной структуры и возможную сегрегацию Ge. В структуре кремний-на-изоляторе, отожженной при $T = 800\,^\circ$C, оба типа дефектов, по данным фотолюминесценции, исчезают, но при $T < 800\,^\circ$C спектры фотолюминесценции качественно воспроизводят особенности в интервале 1.2–1.6 мкм. Полученные энергии активации гашения фотолюминесценции свидетельствуют о ее меньшей термической стабильности в структуре кремний-на-изоляторе по сравнению с Si(100).

Ключевые слова: ионная имплантация, германий, кремний-на-изоляторе, термический отжиг, просвечивающая высокоразрешающая электронная микроскопия, {113} и {001} дефекты, фотолюминесценция.

DOI: 10.61011/FTP.2026.02.63456.9369

1. Введение

Одним из перспективных направлений развития современной микроэлектроники является интегральная фотоника на основе кремния [1–4]. Основная проблема в создании высокоэффективных источников излучения на основе кремния связана с его непрямозонной структурой. Среди множества предложений по решению этой проблемы выделяется идея использования гетероструктур Ge/Si с квантовыми точками (КТ) [5–7]. На сегодня предложено несколько возможных реализаций источников излучения на основе Ge–Si-гетеропары: (i) GeSi-квантовые точки, выращенные эпитаксиально; (ii) GeSi КТ, созданные с применением низкоэнергетического ионного облучения; (iii) различные протяженные дефекты, возникающие в результате ионного облучения и отжига. Перспективность (ii) и (iii) подходов достоверно подтверждена [8–15]. Для эпитаксиальных структур с ионно-модифицированными GeSi КТ получено многократное увеличение интенсивности фотолюминесценции (ФЛ) и высокая термическая стабильность ФЛ в сравнении с этими же структурами без облучения [8–13]. Протяженные {113} дефекты и нановключения GeSi с размером ~ 10 нм и повышенным содержанием Ge (аналог „КТ“) в имплантированном ионами Ge^+ кремнии, возникающие, соответственно, после отжига при температурах 700 и $800\,^\circ$C, демонстрируют также стабильную ФЛ вплоть до комнатных температур в области 1.3–1.6 мкм [14]. В этой работе с помощью анализа геометрической фазы изображений (полученных методом высокоразрешающей электронной микроскопии, ВРЭМ) {113} дефектов нами показано, что в основе стабилизации ФЛ при использовании ионной имплантации Ge в Si может лежать наносегрегация атомов Ge, как в плоскости дефектов, так и в виде нано-КТ, которая способна обеспечить прямые межзонные оптические переходы и, соответственно, высокую эффективность излучательной рекомбинации. При использовании GeSi КТ с дефектами в качестве оптически активной среды, встроенной в кремниевый дисковый микрорезонатор, был продемонстрирован эффект лазерной генерации [9]. Для GeSi-наноструктур, полученных с помощью обычной ионной имплантации германия в кремний и последующего термического отжига, проведение такого эксперимента является актуальной задачей. Для ее решения необходимо встроить GeSi-наноструктуры с оптически активными дефектами в микрорезонаторы. Наиболее перспективными с точки зрения масштаби-

рования и внедрения в современные технологические циклы являются резонаторы, создаваемые на подложках кремний-на-изоляторе (КНИ) с помощью литографии и последующего плазмохимического травления через маску. Для перехода к данной технологии на первом шаге необходимо проверить, как влияет тип подложки на процесс формирования дефектов и их люминесцентные свойства. Поэтому цель настоящей работы заключается в проведении сравнительного анализа структуры и оптических свойств протяженных дефектов, возникающих в КНИ структурах и контрольных пластинах Si(001) при имплантации ионов Ge^+ и последующем термическом отжиге.

2. Методы и детали эксперимента

Светоизлучающие структуры создавались с помощью имплантации ионов Ge^+ в кремний и последующего термического отжига в широком интервале температур $T = 300-800\,^\circ$C (с шагом 100 °C) в атмосфере азота в течение 20 мин. Условия имплантации структур были подобраны на основе наших предыдущих исследований [14]. Для экспериментов использовали подложки КДБ-100 и КНИ с верхним слоем Si ~ 240 нм и захороненным слоем SiO_2 ~ 3 мкм. Так как захороненный слой оксида способствует растворению протяженных дефектов [16], для уменьшения этого влияния на подложке КНИ выращивался дополнительный слой кремния толщиной 260 нм. В результате общая толщина верхнего слоя кремния составляла ~ 500 нм, что является оптимальным параметром для формирования микрорезонаторов [17]. Рост Si проводился в установке молекулярно-лучевой эпитаксии SIVA-21 фирмы Riber при постепенном повышении температуры от 500 до 600 °C. Облучение ионами Ge^+ с энергией 80 кэВ, дозой 10^{15} см$^{-2}$ и плотностью тока ~ 2 мкА/см^2 осуществлялось при комнатной температуре на ионно-лучевом ускорителе ИЛУ-3 (КФТИ ФИЦ КазНЦ РАН).

Кристаллическая структура и элементный состав в полученных структурах исследовались методом спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС). Использовался спектрометр T64000 (Horiba Jobin Yvon, Франция), спектральное разрешение составляло не хуже 2 см$^{-1}$. Спектры комбинационного рассеяния света (КРС) регистрировались в геометрии обратного рассеяния, источником возбуждения являлся аргоновый лазер с длиной волны 514.5 нм с применением приставки микро-КРС (micro-Raman). Диаметр анализирующего пучка лазера составлял ~ 10 мкм, мощность света, падающего на образец, была ~ 1 мВт.

Атомная структура образцов, изготовленных в поперечном сечении (110), исследована с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии с использованием микроскопа Titan 80-300 с энергией электронов 200 кэВ и коррекцией сферической аберрации. Карты распределения упругих напряжений в плоскости протяженных дефектов получены из анализа геометрической фазы (АГФ) ВРЭМ-изображений.

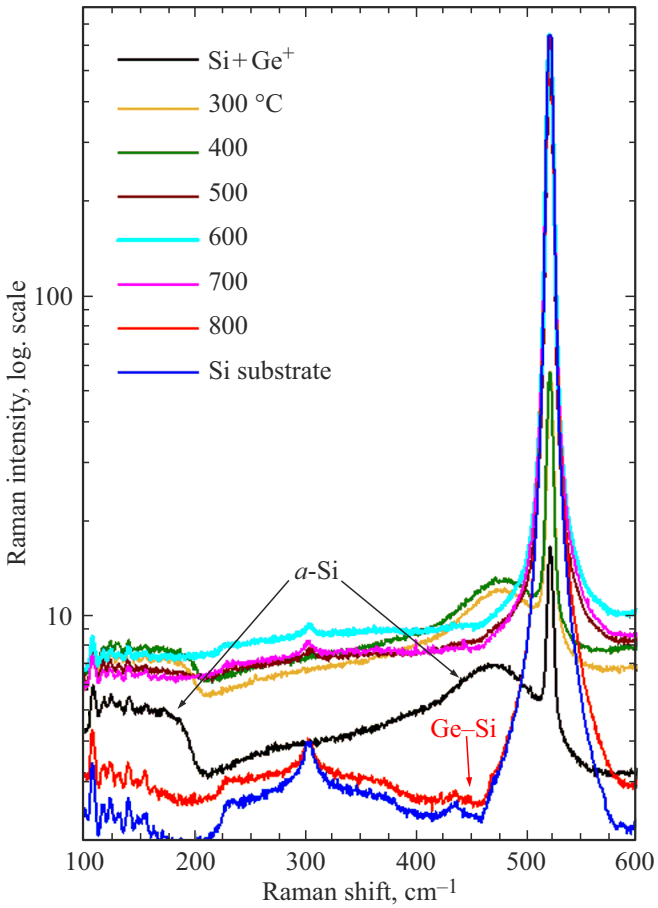


Рис. 1. Спектры КРС для КНИ структур после имплантации ионов Ge^+ и последующего отжига в интервале температур 300–800 °C.

Исследования люминесцентных свойств GeSi-наноструктур проводились с использованием твердотельного лазера с длиной волны 405 нм в широком интервале температур 5.3–300 K. Спектры фотолюминесценции (ФЛ) регистрировались на монохроматоре МДР-23У с использованием охлаждаемого азотом Ge-детектора типа ЕО-817Н.

3. Результаты эксперимента и обсуждение

На рис. 1 представлены спектры КРС КНИ структур после имплантации ионов Ge^+ и отжига в широком интервале температур 300–800 °C. В выбранных нами условиях облучения кремний частично аморфизуется, о чем свидетельствуют особенности в спектре КРС, наблюдаемые в диапазоне частот 150–200 см$^{-1}$ и 450–500 см$^{-1}$ (рис. 1, черная кривая). Повышение температуры отжига приводит к рекристаллизации кремния, так что после отжига при $T = 800\,^\circ$C спектр не

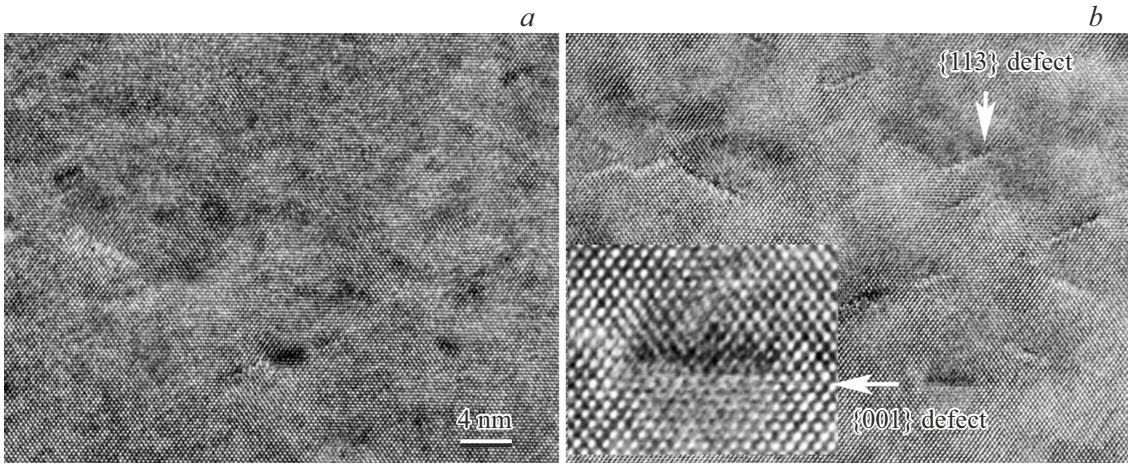


Рис. 2. ВРЭМ-изображения протяженных дефектов в КНИ структуре, облученной ионами Ge^+ с энергией 80 кэВ и отожженной при $T = 600\,^\circ$C: *a* — изображение, полученное на глубине 60–70 нм от поверхности образца; *b* — изображение, полученное на глубине > 70 нм.

отличается от спектра монокристаллического кремния (рис. 1, красная кривая). Однако в этом спектре наблюдается очень слабая особенность на частоте колебаний 447 $см^{-1}$, которую можно связать с локальными колебаниями германия в матрице кремния, возможно связанными с сегрегаций Ge в плоскости протяженных {001} дефектов, как мы продемонстрируем далее. В спектрах также присутствуют особенности, связанные с двухфононным рассеянием на акустических фононах в подложке кремния. На рис. 1 приведен спектр подложки кремния, для удобства интенсивность спектров КРС показана в логарифмическом масштабе.

Анализ атомной структуры КНИ структур, отожженных при 600 °C, показал, что основными протяженными дефектами в имплантированных слоях кремния являются {113} дефекты. Их ВРЭМ-изображения представлены на рис. 2, *a* и *b* для различной глубины залегания {113} дефектов от поверхности: в области проецированного пробега (R_p) ионов Ge^+ (~ 60 нм [18,19]) и на глубине чуть более 70 нм соответственно. В районе R_p поперечный размер {113} дефектов составляет 2.4 нм (рис. 2, *a*) и увеличивается до 5.7 нм с ростом глубины залегания дефектов (рис. 2, *b*). Можно также видеть, что ВРЭМ-изображение в плоскости дефектов очень сильно варьируется от дефекта к дефекту, так что их структура не может быть достоверна определена. Кроме {113} дефектов в имплантированном слое, отожженном при $T = 600\,^\circ$C, присутствует небольшая доля ($\leq 5\,\%$) {001} дефектов (см. вставку на рис. 2, *b*), ВРЭМ-изображение которых связано с усилением контраста и небольшим удлинением атомных колонок (темных пятен) в плоскости дефекта. При увеличении температуры отжига до $T = 800\,^\circ$C, согласно данным ФЛ, протяженные дефекты в КНИ структуре отжигаются, поэтому атомная структура данных образцов с помощью метода ВРЭМ не исследовалась. Однако в облученном Si(001) после отжига при $T = 700\,^\circ$C наблюдается кардинальная смена доминирования {113} дефектов на {001} дефекты с существенным увеличением их размеров сечения до 40 нм (рис. 3, *a*) и появлением дислокаций Франка межузельного типа (рис. 3, *b*). При этом анализ геометрической фазы ВРЭМ-изображения {001} дефектов показывает наличие значительной флуктуации упругих напряжений, достигающих 4 %, указывающих на сегрегацию германия (рис. 3, *c*).

Как известно, структура всех протяженных метастабильных {113}, {001}, {111} дефектов, возникающих при радиационных воздействиях, чрезвычайно сложна и обусловлена смешанной агрегацией собственных межузельных атомов и вакансий [20–22]. При ионной имплантации она не поддается расшифровке, в том числе из-за сегрегации имплантируемой примеси в плоскости дефектов, создающей сильные вариации контраста на ВРЭМ-изображении дефекта [14]. Однако на начальной стадии формирования {113} дефекта, детально исследованной в образцах Si(110) при *in situ* ВРЭМ-облучении электронами с энергией 400 кэВ, в его плоскости отчетливо визуализируются удлиненные ($\sim 30\,\%$) в направлении [001] атомные колонки, которые, согласно расчетным ВРЭМ-изображениям, соответствуют расщепленным в направлении $\langle 110\rangle$ межузельным атомам ($I_{\langle 110\rangle}$) [22]. Ранее при облучении электронами кристаллов Ge расщепленные $Ge{-}I_{\langle 110\rangle}$ были зафиксированы и в плоскости {001} дефектов [20]. Удивительно, что $I_{\langle 110\rangle}$ в плоскости {113} дефектов фиксируются в имплантированных ионами Ge^+ слоях Si после отжига при $T = 700\,^\circ$C [14], что прямо указывает на их стабильность, возможно связанную с образованием $Ge{-}I_{\langle 110\rangle}$. Недавние расчеты из первых принципов оптических свойств расщепленного $Ge{-}I_{\langle 110\rangle}$ в твердом растворе $Si_{0.6}Ge_{0.4}$ показали возможность появления прямых излучательных переходов в интервале энергий $\sim 0.8{-}0.9$ эВ [8]. Однако,

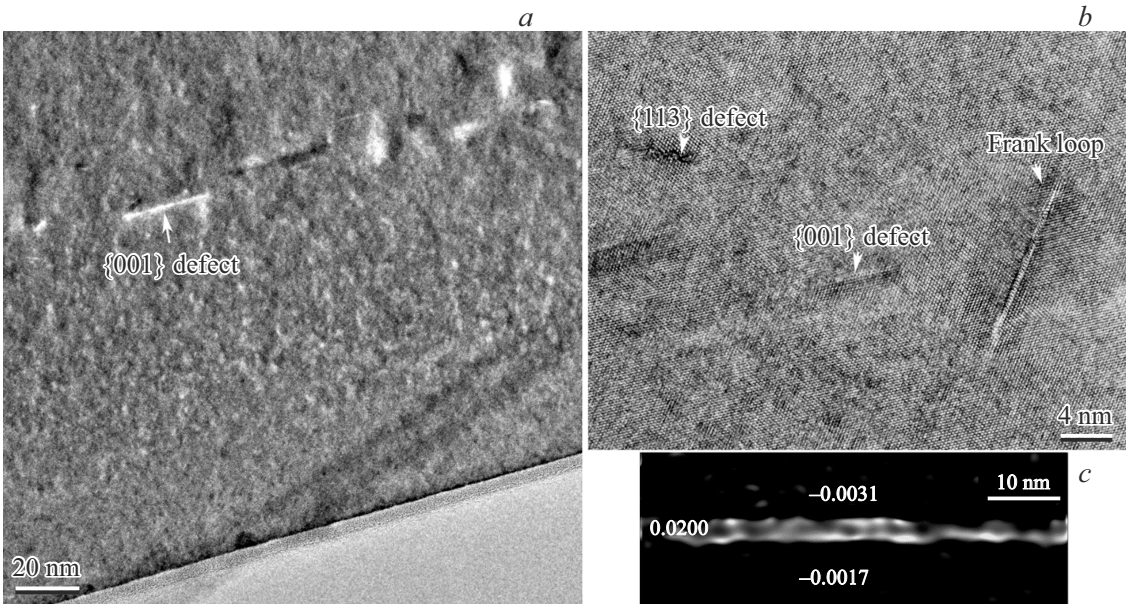


Рис. 3. ВРЭМ-изображения протяженных дефектов структуры в Si(001), имплантированном ионами Ge^+, после отжига при $T = 700\,^\circ$C при малом (a) и большом увеличении (b). c — карта распределения напряжений в плоскости крупного {001} дефекта, указанного стрелкой на панели a. Усредненная положительная величина деформаций внутри дефекта соответствует сжатию $\sim 2\,\%$, а отрицательные вне дефекта — слабому растяжению. Пятна с максимальной интенсивностью соответствуют 4 % деформации, связанной с сегрегацией Ge в плоскости дефекта.

несмотря на возможность наблюдения, вопрос о прямой связи $Ge{-}I_{\langle 110\rangle}$ и оптического перехода в области 0.8 эВ требует более тщательных структурных исследований.

На рис. 4, a и b показаны спектры ФЛ имплантированной германием КНИ структуры после отжига при $T = 600$ и $700\,^\circ$C соответственно, которые демонстрируют эволюцию полос $G2$, $G1'$, $G1$, P, C, A, связанных с оптически активными центрами, в процессе отжига. Условные обозначения пиков ФЛ были выбраны по аналогии с работой [14], где также исследовалась ФЛ протяженных дефектов, введенных имплантацией Ge в Si. Тот факт, что положение полос 0.89 эВ ($G1'$) и 0.936 эВ ($G1$) в спектрах ФЛ хорошо согласуется с ФЛ {113} дефектов, возникающих при имплантации самых различных ионов [23,24], подтверждает ее независимость от примеси. Это означает, что определяющим фактором является трансформация структуры {113} дефектов в процессе отжига. Однако широкую полосу $G2$ в районе ~ 0.8 эВ, возникающую после низкотемпературных отжигов $600{-}700\,^\circ$C, обычно наблюдаемую в спектрах ФЛ в Si при имплантации и отжиге при $T > 1000\,^\circ$C и связанную с дислокациями [25], следует однозначно связать с накоплением Ge в плоскости {001} дефектов. Это подтверждается тем, что вместе с ростом температуры отжига до $700\,^\circ$C увеличивается размер {001} дефектов ($\sim$ в 10 раз) и их доминирование в имплантированных слоях кремния, что сопровождается усилением интенсивности полосы $G2$ (рис. 4, b). Анализ геометрической фазы ВРЭМ-изображений {001} дефектов фиксирует появление сильных деформаций, связанных с накоплением Ge в плоскости (рис. 3, c). Форма этого накопления пока не ясна и возможно связана с начальной локализацией расщепленных $Ge{-}I_{\langle 110\rangle}$ в плоскости дефекта. Заметим, что отжиг при $800\,^\circ$C аналогично имплантированному ионами Ge^+ Si(001) сопровождается исчезновением полос $G1$, $G1'$ в спектре ФЛ и ростом интенсивности полосы $G2$, связанным уже с появлением объемных нановключений GeSi КТ (твердого раствора) [14], так как протяженные дефекты при $T > 700\,^\circ$C не могут существовать в силу их метастабильности [20]. При температурах отжига $> 800\,^\circ$C все полосы $G1$, $G1'$ и $G2$ из спектров ФЛ исчезают [14], что указывает на диффузионное растворение нановключений GeSi КТ.

После отжига при $T = 800\,^\circ$C в спектрах ФЛ от КНИ структур, облученных ионами Ge^+, полосы $G1$, $G1'$ и $G2$ не наблюдаются, что в корне отличается от результатов работы [14], где при данной температуре отжига сигнал $G2$ имеет максимальную интенсивность. Это позволяет предположить, что истинная температура отжига КНИ подложек, используемых в нашей работе, на $40{-}50\,^\circ$C больше, чем температура, достигаемая при нагреве обычных Si(100)-подложек. Это согласуется с результатами работы [26], где были исследованы особенности нагрева подложек КНИ в условиях молекулярно-лучевой эпитаксии.

На основе обработки измеренных спектров ФЛ были получены температурные зависимости интегральной интенсивности ФЛ для центров излучательной рекомбинации типа $G2$, созданных имплантацией Ge^+ в подложки КНИ с последующим термическим отжигом, и опреде-

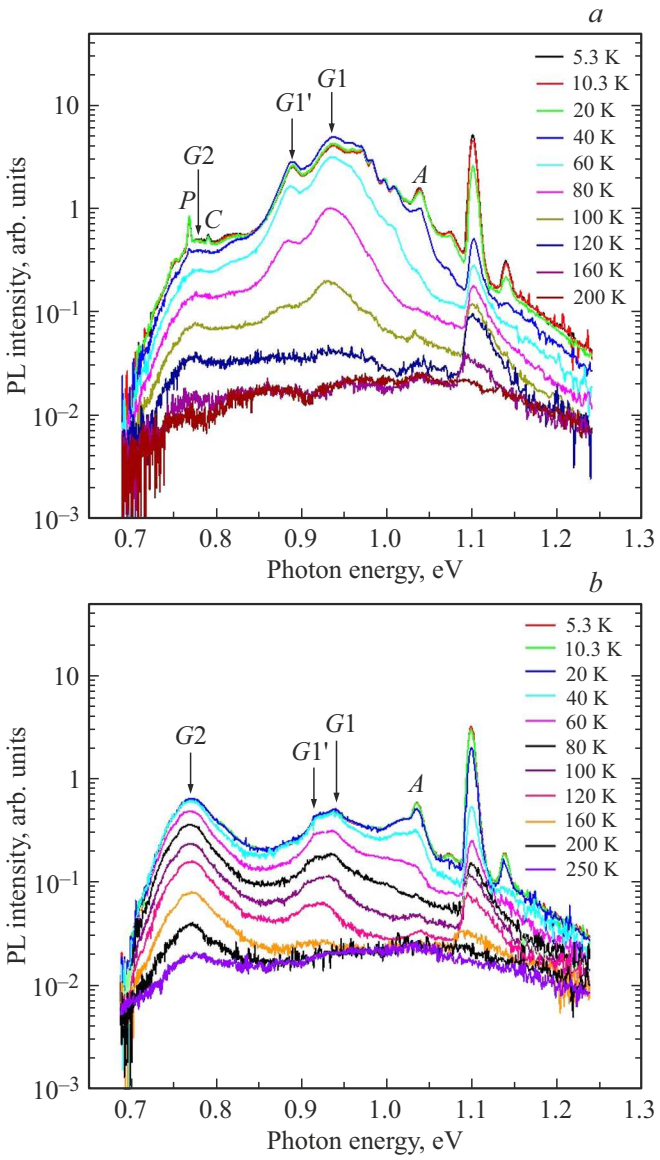


Рис. 4. Температурная зависимость спектров ФЛ КНИ структур, облученных ионами Ge^+ и отожженных при температурах 600 °C (*a*) и 700 °C (*b*). Измерения проводились в диапазоне температур от 5.3 до 250 K. Плотность мощности фотовозбуждения лазера с длиной волны 405 нм составляла 10 Вт/см^2.

лены характерные энергии активации гашения ФЛ. Для КНИ структуры, отожженной при $T = 600$ °C, энергия активации гашения ФЛ, когда наблюдаются нановключения Ge в плоскости {001}, составила $E_a \approx 52$ мэВ. Отжиг КНИ структуры при $T = 700$ °C приводил к повышению энергии активации E_a до 177 мэВ. Однако полученное значение для E_a оказалось почти в 2 раза меньше энергии активации, полученной для гашения ФЛ в Si(100) при отжиге 800 °C, когда наблюдаются 10 нанометровые включения GeSi КТ [14]. Это позволяет предположить, что температура отжига 700 °C, по-видимому, не является достаточной для формирования оптимальной формы светоизлучающих центров в КНИ структуре. Так как уже при температуре 800 °C в КНИ структурах происходит полный отжиг дефектов, дающих сигнал *G*2, оптимальная температура формирования оптически-активных центров, скорее всего, лежит вблизи 750 °C. Требуются более детальные исследования условий формирования оптически активных дефектов в структурах, созданных на основе подложек КНИ.

4. Заключение

Оптически активные центры в КНИ структурах, полученные с помощью ионной имплантации Ge и отжига в интервале температур 600–700 °C, демонстрируют примерно одинаковые особенности в спектрах ФЛ, как и центры, созданные на обычных подложках кремния Si(100). Однако форма и структура дефектов, отвечающих за термическую стабильность оптически активных центров заметно отличаются. Количественное расхождение со значениями энергии активации гашения ФЛ, полученными в работе [14], обусловлены различием в условиях формирования протяженных дефектов и нановключений в структурах, созданных на основе КНИ-подложек.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 25-22-00424).

Благодарности

Авторы работы выражают благодарность ГПНИ „Материаловедение, новые материалы и технологии“, подпрограммы „Наноструктура“, за люминесцентные измерения, которые проводились в рамках задания 2.2.1 (Беларусь), а также Р.И. Баталову и В.Ф. Валееву из КФТИ ФИЦ КазНЦ РАН за проведение имплантации ионов германия в кремний, ЦКП „Наноструктуры“ ИФП СО РАН и ЦКП „ВТАН“ НГУ за предоставление возможностей использования технологического и измерительного оборудования.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] M. Schatzl, F. Hackl, M. Glaser, P. Rauter, M. Brehm, L. Spindlberger, A. Simbula, M. Galli, T. Fromherz, F. Schäffler. ACS Photonics, **4**, 665 (2017). DOI: 10.1021/acsphotonics.6b01045

[2] L. Zhu, S. Yuan, C. Zeng, J. Xia. Adv. Opt. Mater., **8**, 1901830 (2020). DOI: 10.1002/adom.201901830

[3] L. Ding, Y.F. Yu, D. Morits, M. Yu, T.Y.L. Ang, H.-S. Chu, S.T. Lim, C.E. Png, R. Paniagua-Dominguez, A.I. Kuznetsov. Nanoscale, **12**, 21713 (2020). DOI: 10.1039/D0NR05248E

[4] Y. De Koninck, C. Caer, D. Yudistira, M. Baryshnikova, H. Sar, P.-Y. Hsieh, C.I. Özdemir, S.K. Patra, N. Kuznetsova, D. Colucci, A. Milenin, A.A. Yimam, G. Morthier, D.V. Thoūrhout, P. Verheyen, M. Pantouvaki, B. Kunert, J.V. Campenhout. Nature, **637**, 63 (2025). DOI: 10.1038/s41586-024-08364-2
[5] K. Eberl, M.O. Lipinski, Y.M. Manz, W. Winter, N.Y. Jin-Phillipp, O.G. Schmidt. Physica E, **9**, 164 (2001). DOI: 10.1016/S1386-9477(00)00190-9
[6] L. Tsybeskov, D.J. Lockwood. Proc. IEEE Optical Interconnects, **97**, 1284 (2009). DOI: 10.1109/JPROC.2009.2020711
[7] M. Brehm, M. Grydlik. Nanotechnology, **28**, 392001 (2017). DOI: 10.1088/1361-6528/aa8143
[8] L. Spindlberger, J. Aberl, L. Vukušić, T. Fromherz, J.-M. Hartmann, F. Fournel, S. Prucnal, F. Murphy-Armando, M. Brehm. Mater. Sci. Semicond. Process., **181**, 108616 (2024). DOI: 10.1016/j.mssp.2024.108616
[9] M. Grydlik, F. Hackl, H. Groiss, M. Glaser, A. Halilovic, T. Fromherz, W. Jantsch, F. Schaäffler, M. Brehm. ACS Photonics, **3**, 298 (2016). DOI: 10.1021/acsphotonics.5b00671
[10] M. Grydlik, M.T. Lusk, F. Hackl, A. Polimeni, T. Fromherz, W. Jantsch, F. Schäffler, M. Brehm. Nano Lett., **16** (11), 6802 (2016). DOI: 10.1021/acs.nanolett.6b02494
[11] F. Murphy-Armando, M. Brehm, P. Steindl, M.T. Lusk, T. Fromherz, K. Schwarz, P. Blaha. Phys. Rev. B, **103**, 085310 (2021). DOI: 10.1103/PhysRevB.103.085310
[12] L. Spindlberger, J. Aberl, A. Polimeni, J. Schuster, J. Hörschläger, T. Truglas, H. Groiss, F. Schäffler, T. Fromherz, M. Brehm. Crystals, **10**, 351 (2020). DOI: 10.3390/cryst10050351
[13] Ж.В. Смагина, В.А. Зиновьев, А.В. Мудрый, О.М. Бородавченко, А.О. Баженов, А.В. Двуреченский, В.Д. Живулько. ФТП, **59** (2), 55 (2025).
[14] V.A. Zinovyev, A.F. Zinovieva, Zh.V. Smagina, A.V. Dvurechenskii, A.K. Gutakovskii, L.I. Fedina, O.M. Borodavchenko, V.D. Zhivulko, A.V. Mudryi. J. Appl. Phys., **130**, 153101 (2021). DOI: 10.1063/5.0063592
[15] Р.И. Баталов, Р.М. Баязитов, В.И. Нуждин, П.И. Гайдук, С.Л. Прокопьев, Г.Д. Ивлев. Изв. вузов. Физика, **54** (1-2), 59 (2011).
[16] J.J. Hamilton, N.E.B. Cowern, J.A. Sharp, K.J. Kirkby, E.J.H. Collart, B. Colombeau, M. Bersani, D. Giubertoni, A. Parisini. Appl. Phys. Lett., **89**, 042111 (2006). DOI: 10.1063/1.2240257
[17] В.А. Зиновьев, Ж.В. Смагина, С.А. Рудин, А.Ф. Зиновьева, А.В. Ненашев, Е.Е. Родякина, С.А. Дьяков, И.А. Смагин, М.В. Степихова, А.В. Новиков. ФТП, **59**, 614 (2025). DOI: 10.61011/FTP.2025.02.60977.7726
[18] А.Н. Михайлов, А.И. Белов, Д.С. Королев, А.О. Тимофеева, В.К. Васильев, А.Н. Шушунов, А.И. Бобров, Д.А. Павлов, Д.И. Тетельбаум, Е.И. Шек. ФТП, **48**, 212 (2014).
[19] Zh.V. Smagina, N.P. Stepina, V.A. Zinovyev, P.L. Novikov, P.A. Kuchinskaya, A.V. Dvurechenskii. Appl. Phys. Lett., **105**, 153106 (2014). DOI: 10.1063/1.4898579
[20] A.L. Aseev, L.I. Fedina, D. Hoehl, H. Barsch. *Clusters of Interstitial Atoms in Silicon and Germanium* (Berlin: Academy Verlag, 1994).
[21] L.I. Fedina, A.K. Gutakovskii, A.V. Latyshev, A.L. Aseev. In: *Advances in Semiconductor Nanostructures, Growth, Characterization, Properties and Applications*, ed. by A.V. Latyshev, A.V. Dvurechenskii, A.L. Aseev (Elsevier, Amsterdam, 2017) p. 383.
[22] L.I. Fedina, S.A. Song, A.L. Chuvilin, A.K. Gutakovskii, A.V. Latyshev. Microsc. Microanal., **19** (S5), 38 (2013). DOI: 10.1017/S1431927613012294
[23] S. Coffa, S. Libertino, C. Spinella. Appl. Phys. Lett., **76**, 321 (2000). DOI: 10.1063/1.125733
[24] N.A. Sobolev, A.E. Kalyadin, E.I. Shek, K.F. Shtel'makh, V.I. Vdovin, A.K. Gutakovskii, L.I. Fedina. Phys. Status Solidi A, **214**, 1700317 (2017). DOI: 10.1002/pssa.201700317
[25] L.I. Fedina, A.K. Gutakovskii, T.S. Shamirzaev. J. Appl. Phys., **124**, 053106 (2018). DOI: 10.1063/1.5011329
[26] P.V. Volkov, A.V. Goryunov, D.N. Lobanov, A.Yu. Luk'yanov, A.V. Novikov, A.D. Tertyshnik, M.V. Shaleev, D.V. Yurasov. J. Cryst. Growth, **448**, 89 (2016). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2016.05.029

Редактор А.Н. Смирнов

Atomic structure and optical properties of GeSi nanostructures obtained by implantation of Ge^+ ions into silicon followed by thermal annealing

Zh.V. Smagina[1], V.A. Zinovyev[1], A.F. Zinovieva[1], V.A. Volodin[1], I.A. Aleksandrov[1], A.K. Gutakovskii[1], V.I. Vdovin[1], A.V. Mudryi[2], V.D. Zhivulko[2], V.E. Zakharov[3], L.I. Fedina[1]

[1] Rzhanov Institute of Semiconductor Physics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia
[2] Scientific-Practical Material Research Centre of the National Academy of Sciences of Belarus, 220072 Minsk, Belarus
[3] Institute for Physics of Microstructures of the Russian Academy of Sciences, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract A comparative analysis of the structure and optical properties of extended defects introduced by Ge^+ ion implantation and subsequent annealing at $T = 500-800\,^\circ$C into silicon layers in SOI structures and Si(100) wafers was performed. In both cases, up to 600 °C, extended {113} defects dominate in the structure of the implanted layers (with the proportion of {001} defects no more than 5%). However, at $T = 700\,^\circ$C, {001} defects become the main ones in Si wafers, and the geometric phase analysis of their HRTEM images reveals significant nanofluctuations of elastic strains in the {001} plane of the defect, indicating a variation in its atomic structure and possible Ge segregation. In an SOI structure annealed at $T = 800\,^\circ$C, both types of defects disappear according to photoluminescence data, but at $T < 800\,^\circ$C, the photoluminescence spectra qualitatively reproduce the light emission features in the range of $1.2-1.6\,\mu$m in both cases. The obtained photoluminescence quenching activation energies indicate its lower thermal stability in the SOI structure compared to Si(100).