

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

© Ж.В. Смагина¹, В.А. Зиновьев¹, А.Ф. Зиновьева¹, В.А. Володин¹, И.А. Александров¹, А.К. Гутаковский¹, В.И. Вдовин¹, А.В. Мудрый², В.Д. Живулько², В.Е. Захаров³, Л.И. Федина¹

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

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 $\text{Ge}\text{--}\text{Si}$ -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 нововключения GeSi с размером $\sim 10\text{ нм}$ и повышенным

содержанием Ge (аналог „КТ“) в имплантированном ионами Ge^+ кремнии, возникающие, соответственно, после отжига при температурах 700 и $800\text{ }^\circ\text{C}$, демонстрируют также стабильную ФЛ вплоть до комнатных температур в области $1.3\text{--}1.6\text{ мкм}$ [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 построить GeSi -наноструктуры с оптически активными дефектами в микрорезонаторах. 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 $T = 300\text{--}800\text{ }^\circ\text{C}$ (с шагом $100\text{ }^\circ\text{C}$) 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 $\sim 240\text{ нм}$ и захороненным слоем $\text{SiO}_2 \sim 3\text{ мкм}$. 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 $\sim 500\text{ нм}$, 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 $600\text{ }^\circ\text{C}$. Облучение ионами Ge^+ с энергией 80 кэВ, дозой 10^{15} см^{-2} и плотностью тока $\sim 2\text{ мкА/см}^2$ 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 $\sim 10\text{ мкм}$, мощность света, падающего на образец, была $\sim 1\text{ мВт}$.

Атомная структура образцов, изготовленных в поперечном сечении (110), исследована с помощью высоко-разрешающей электронной микроскопии с использованием микроскопа Titan 80-300 с энергией электронов 200 кэВ и коррекцией сферической аберрации. Карты распределения упругих напряжений в плоскости протя-

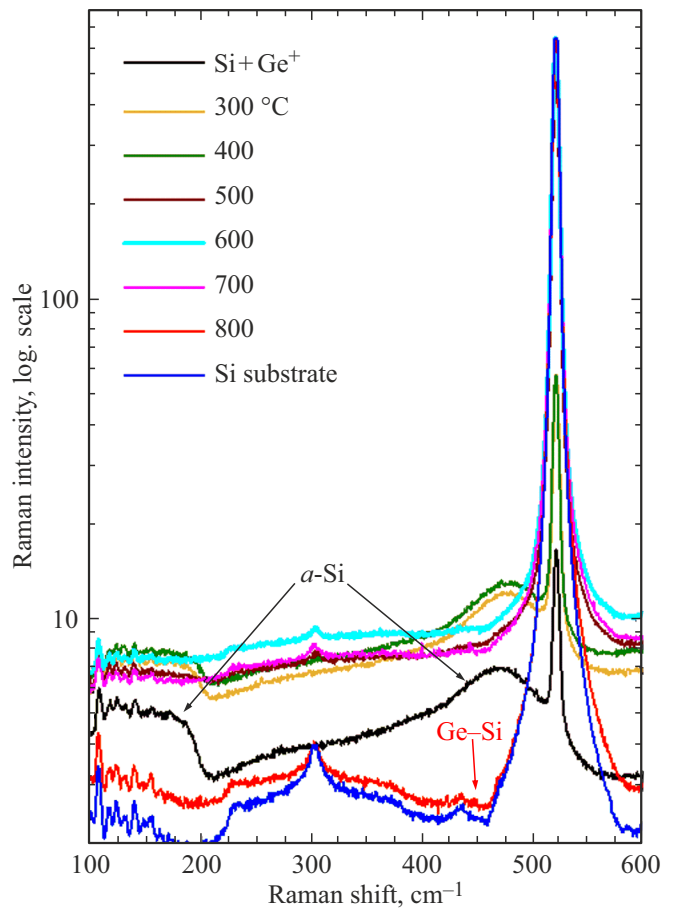


Рис. 1. Спектры КРС для КНИ структур после имплантации ионов Ge^+ и последующего отжига в интервале температур $300\text{--}800\text{ }^\circ\text{C}$.

женных дефектов получены из анализа геометрической фазы (АГФ) ВРЭМ-изображений.

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

3. Результаты эксперимента и обсуждение

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

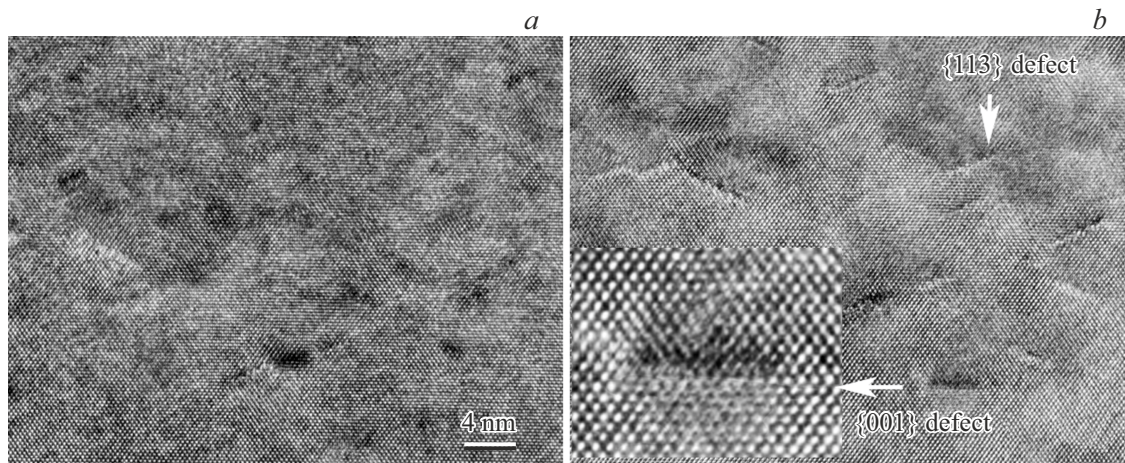


Рис. 2. ВРЭМ-изображения протяженных дефектов в КНИ структуре, облученной ионами Ge^+ с энергией 80 кэВ и отожженной при $T = 600^\circ\text{C}$: *a* — изображение, полученное на глубине 60–70 нм от поверхности образца; *b* — изображение, полученное на глубине > 70 нм.

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 сегрегацией 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 достоверно определена. Кроме $\{113\}$ дефектов в имплантированном слое, отожженном при $T = 600^\circ\text{C}$, 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 $T = 800^\circ\text{C}$, согласно данным ФЛ, протяженные дефекты в КНИ структуре отжигаются, поэтому атомная структура данных образцов с помощью метода ВРЭМ не исследовалась. Однако в облученном $\text{Si}(001)$ после

отжига при $T = 700^\circ\text{C}$ 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 $\text{Si}(110)$ 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 $\text{Ge}-I_{\langle 110 \rangle}$ 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 $T = 700^\circ\text{C}$ [14], что прямо указывает на их стабильность, возможно связанную с образованием $\text{Ge}-I_{\langle 110 \rangle}$. Недавние расчеты из первых принципов оптических свойств расщепленного $\text{Ge}-I_{\langle 110 \rangle}$ в твердом растворе $\text{Si}_{0.6}\text{Ge}_{0.4}$ показали возможность появления прямых излучательных переходов в интервале энергий $\sim 0.8\text{--}0.9\text{ эВ}$ [8]. Однако,

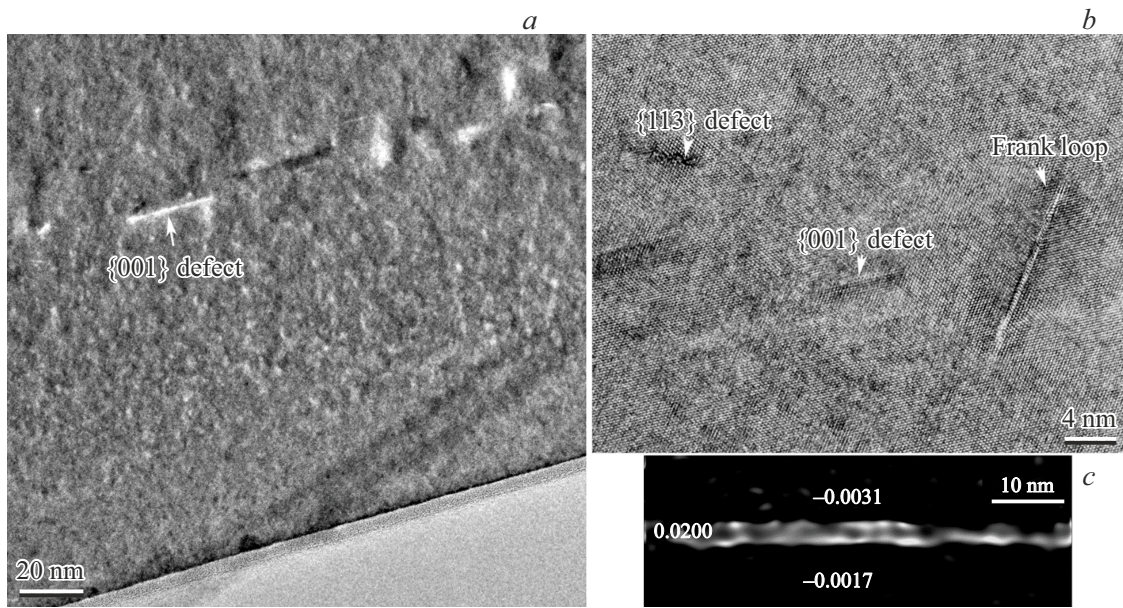


Рис. 3. ВРЭМ-изображения протяженных дефектов структуры в Si(001), имплантированном ионами Ge⁺, после отжига при $T = 700^\circ\text{C}$ при малом (a) и большом увеличении (b). c — карта распределения напряжений в плоскости крупного {001} дефекта, указанного стрелкой на панели a. Усредненная положительная 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°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 $600\text{--}700^\circ\text{C}$, обычно наблюдаемую в спектрах ФЛ в Si при имплантации и отжиге при $T > 1000^\circ\text{C}$ 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°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°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 $T > 700^\circ\text{C}$ не могут существовать в силу их метастабильности [20]. При температурах отжига $> 800^\circ\text{C}$ все полосы G1, G1' и G2 из спектров ФЛ исчезают [14], что указывает на диффузионное растворение нановключений GeSi КТ.

После отжига при $T = 800^\circ\text{C}$ 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 $40\text{--}50^\circ\text{C}$ 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-

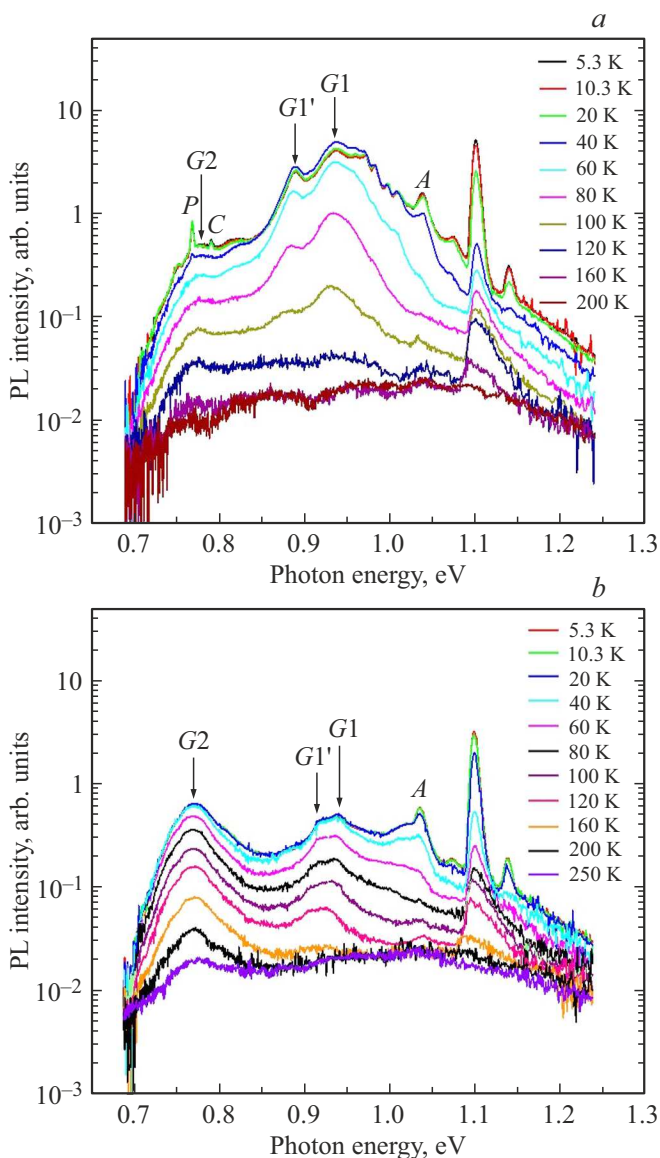


Рис. 4. Температурная зависимость спектров ФЛ КНИ структур, облученных ионами Ge^+ и отожженных при температурах $600\text{ }^\circ\text{C}$ (a) и $700\text{ }^\circ\text{C}$ (b). Измерения проводились в диапазоне температур от 5.3 до 250 К. Плотность мощности фотовозбуждения лазера с длиной волны 405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

лены характерные энергии активации гашения ФЛ. Для КНИ структуры, отожженной при $T = 600\text{ }^\circ\text{C}$, энергия активации гашения ФЛ, когда наблюдаются нановключения Ge в плоскости $\{001\}$, составила $E_a \approx 52\text{ мэВ}$. Отжиг КНИ структуры при $T = 700\text{ }^\circ\text{C}$ 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 $800\text{ }^\circ\text{C}$, когда наблюдаются 10 нанометровые включения GeSi КТ [14]. Это позволяет предположить, что температура отжига $700\text{ }^\circ\text{C}$, по-видимому, не является достаточной для формирования оптимальной формы светоизлучающих центров в КНИ

структуре. Так как уже при температуре $800\text{ }^\circ\text{C}$ в КНИ структурах происходит полный отжиг дефектов, дающих сигнал G2, оптимальная температура формирования оптически-активных центров, скорее всего, лежит вблизи $750\text{ }^\circ\text{C}$. 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 $600\text{--}700\text{ }^\circ\text{C}$, 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/acsp Photonics.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. Yulistira, 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. Thoürhout, 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. Schäffler, M. Brehm. *ACS Photonics*, **3**, 298 (2016). DOI: 10.1021/acsp Photonics.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. Tertyschnik, 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. Smagina¹, V.A. Zinovyev¹, A.F. Zinovieva¹, V.A. Volodin¹, I.A. Aleksandrov¹, A.K. Gutakovskii¹, V.I. Vdovin¹, A.V. Mudryi², V.D. Zhivulko², V.E. Zakharov³, L.I. Fedina¹

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 $T = 500\text{--}800\text{ }^\circ\text{C}$ into silicon layers in SOI structures and Si(100) wafers was performed. In both cases, up to $600\text{ }^\circ\text{C}$, extended {113} defects dominate in the structure of the implanted layers (with the proportion of {001} defects no more than 5%). However, at $T = 700\text{ }^\circ\text{C}$, {001} defects become the main ones in Si wafers, and the geometric phase analysis of their HRTEM images reveals significant nano-fluctuations 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 $T = 800\text{ }^\circ\text{C}$, both types of defects disappear according to photoluminescence data, but at $T < 800\text{ }^\circ\text{C}$, the photoluminescence spectra qualitatively reproduce the light emission features in the range of $1.2\text{--}1.6\text{ }\mu\text{m}$ in both cases. The obtained photoluminescence quenching activation energies indicate its lower thermal stability in the SOI structure compared to Si(100).