

Влияние условий роста и уровня легирования на кинетику люминесценции слоев Ge:Sb, выращенных на кремнии

© Д.В. Юрасов¹, Н.А. Байдакова¹, А.Н. Яблонский¹, А.В. Новиков^{1,2}

¹ Институт физики микроструктур Российской академии наук,
603087 д. Афонино, Кстовский район, Нижегородская обл., Россия

² Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: Inquisitor@ipmras.ru

Поступила в Редакцию 25 февраля 2020 г.

В окончательной редакции 28 февраля 2020 г.

Принята к публикации 28 февраля 2020 г.

Методами стационарной и время-разрешенной спектроскопии фотолюминесценции выполнены исследования излучательных свойств слоев Ge с различным уровнем легирования Sb, выращенных на подложках Si(001). Показано, что максимум интенсивности стационарной фотолюминесценции слоев *n*-Ge/Si при комнатной температуре наблюдается при концентрации Sb, близкой к уровню ее равновесной растворимости в Ge ($\sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$), что согласуется с ранее полученными результатами. Исследование кинетики фотолюминесценции, связанной с прямыми излучательными переходами в Ge, показало, что влияние на нее оказывает не только концентрация введенных доноров, но и условия формирования слоев *n*-Ge, в частности температура их осаждения. Обнаружено, что повышение концентрации Sb приводит к снижению времени жизни носителей заряда. Выявлено, что использование низких температур роста, которые необходимы для достижения высоких уровней легирования слоев Ge, также приводит к значительному уменьшению времени жизни носителей заряда по сравнению со слоями Ge, полученными при высоких температурах. Найдены условия кратковременного термического отжига выращенных структур, при которых возможна частичная компенсация упомянутых негативных эффектов, что выражается в повышении интенсивности фотолюминесценции и увеличении времени жизни носителей заряда.

Ключевые слова: кремний, германий, легирование, спектроскопия фотолюминесценции с временным разрешением, рекомбинация, время жизни носителей заряда

DOI: 10.21883/FTP.2020.07.49511.9379

1. Введение

Одним из ключевых отсутствующих к настоящему времени функциональных блоков кремниевой оптоэлектроники является эффективный излучатель ближнего инфракрасного (ИК) диапазона. Среди различных подходов к решению настоящей проблемы можно условно выделить два основных направления: гибридные структуры на основе прямозонных материалов типа $A^{III}B^V$, тем или иным способом интегрированных с Si технологией КМОП, и светоизлучающие структуры на основе соединений элементов IV группы. Второе направление имеет неоспоримое преимущество простоты интеграции создаваемых источников излучения с элементами кремниевой интегральной наноэлектроники, однако имеет и существенный недостаток, связанный с низкой эффективностью излучательной рекомбинации носителей заряда в гетероструктурах на основе непрямозонных материалов IV группы. Для повышения эффективности излучательной рекомбинации в этих материалах в литературе рассматривались различные стратегии (см., например, обзоры [1,2]), одной из которых является модификация зонной структуры Ge. Несмотря на то что Ge является непрямозонным полупроводником (абсолютный минимум зоны проводимости находится в точке *L* зоны Бриллюэна), при 300 К ширина прямой запре-

щенной зоны ($E_g^{\text{dir}} = 0.8 \text{ эВ}$) лишь на $\sim 140 \text{ мэВ}$ больше, чем непрямой ($E_g^{\text{ind}} = 0.66 \text{ эВ}$). Данную разницу можно уменьшить за счет растягивающих напряжений либо компенсировать путем сильного легирования Ge-слоев донорами [1,2]. Влияние растяжения на зонную структуру Ge изучено достаточно подробно [1,2]. Несмотря на все свои плюсы с точки зрения увеличения вероятности прямой излучательной рекомбинации носителей заряда в Ge, приложение растягивающих напряжений обладает и важным недостатком, состоящим в увеличении длины волны излучения прямого перехода и „ухудше“ ее из телекоммуникационного диапазона вблизи 1.55 мкм в область среднего ИК диапазона (см., в частности, недавнюю работу [3], в которой сообщалось о достижении лазерной генерации на сильно растянутом Ge). С другой стороны, заполнение электронных состояний в *L*-долине за счет сильного легирования донорами, лежащее в основе успехов пионерских работ по созданию Ge/Si-лазеров [4,5], не приводит к существенному смещению длины волны излучения. Однако влияние высокой концентрации доноров в Ge ($> 10^{19} \text{ см}^{-3}$) на его оптические свойства оказалось значительно сложнее, чем предполагалось в вышеупомянутых ранних работах [4,5]. Позднее было показано, что наряду с положительным влиянием легирования донорами на интенсивность люминесценции за счет заполнения со-

стояний в L -долине, сильное легирование донорами приводит к ряду негативных эффектов, в частности, к росту поглощения на свободных носителях [6], а также к сильному сокращению времени жизни неосновных носителей заряда [7–9]. Последнее сильно сказывается на оценке пороговых плотностей накачки, необходимых для достижения лазерной генерации. Как показали недавние работы различных групп, посвященные измерению времен жизни носителей заряда в Ge/Si структурах [7–11], изначальная его оценка в 100 нс в пионерской работе [12] для сильно легированного слоя Ge/Si(001) оказалась существенно завышенной, и в действительности данные времена составляют единицы наносекунд и менее. Это сильно повышает оценку пороговой плотности накачки, необходимой для реализации лазерной генерации в слоях n -Ge [13], по сравнению с относительно оптимистичными оценками работы [12]. Необходимо отметить, что в силу сложностей получения сильно легированных слоев n -Ge, связанных в основном с сегрегацией доноров (см. работу [14] и ссылки в ней) и их невысокой равновесной растворимостью [15], в вышеупомянутых работах по изучению влияния сильного легирования донорами на время жизни носителей в Ge использовались различные способы получения сильно легированных донорами слоев Ge. При этом влияние условий формирования слоев n -Ge/Si в этих работах анализируется не всегда, что может приводить к неоднозначным трактовкам полученных результатов. Кроме того, объяснения полученных экспериментальных результатов в некоторых аспектах противоречивы. В частности, главным фактором снижения времени жизни носителей (по сравнению с объемным Ge) в одних работах называется влияние дефектного интерфейса Ge/Si [7,10], а в других — уменьшение времени безызлучательной рекомбинации по механизму Шокли–Рида–Холла из-за высокой концентрации атомов донорной примеси [8,9].

В настоящей работе независимо исследуется влияние как уровня легирования слоев n -Ge/Si(001), так и условий их формирования на интенсивность и кинетику фотолюминесценции (ФЛ), связанной с прямыми излучательными переходами. Также выполнены исследования влияния отжига сформированных структур на характерные времена жизни носителей заряда в Ge-слоях.

2. Методика эксперимента

Слои Ge:Sb с различной концентрацией сурьмы в диапазоне от $2 \cdot 10^{19}$ до $2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ были выращены методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) на виртуальных подложках „Ge-на-Si(001)“^с. Последние представляли собой релаксированные слои Ge толщиной 500 нм, выращенные на Si с использованием методики двухтемпературного роста с последующим циклическим отжигом [16]. Толщина легированных слоев Ge:Sb составляла 300–350 нм, а температура их формирования — 250°C. Использование низких температур для

Параметры исследованных структур

Номер образца	$T_{\text{гр}}, \text{C}$	$N_{\text{Sb}}, \text{см}^{-3}$	$N_e, \text{см}^{-3}$	$T_{\text{ann}}, \text{°C}$
1	550	Не легирован	Не легирован	—
2	250	Не легирован	Не легирован	—
2a	250	Не легирован	Не легирован	600
2b	250	Не легирован	Не легирован	800
3	250	$2 \cdot 10^{19}$	$2 \cdot 10^{19}$	—
3a	250	$2 \cdot 10^{19}$	$2 \cdot 10^{19}$	600
4	250	$8 \cdot 10^{19}$	$8 \cdot 10^{19}$	—
5	250	$1.5 \cdot 10^{20}$	$1.2 \cdot 10^{20}$	—
6	250	$2 \cdot 10^{20}$	$1.1 \cdot 10^{20}$	—
6a	250	$2 \cdot 10^{20}$	$6.5 \cdot 10^{19}$	500

Примечание. $T_{\text{гр}}$ — температура роста нелегированного слоя Ge или Ge:Sb, N_{Sb} — атомная концентрация Sb, N_e — концентрация электронов, T_{ann} — температура отжига.

роста слоев Ge:Sb необходимо для подавления сегрегации Sb и получения высоких уровней легирования ($> 10^{19} \text{ см}^{-3}$) [14,17]. Атомная концентрация Sb определялась методом вторично-ионной масс-спектропии, а концентрация электронов — с помощью измерений эффекта Холла [17]. Кроме того, на вышеуказанных виртуальных подложках при различных температурах были выращены контрольные образцы, содержащие нелегированные слои Ge той же толщины, что и легированные ($\sim 300 \text{ нм}$). В одном из контрольных образцов слой Ge был выращен при относительно высокой температуре 550°C, а в другом — при температуре 250°C, которая используется при формировании легированных слоев Ge:Sb. Более подробное описание методики формирования образцов и результаты их характеристики приведены в [17].

Как было показано авторами ранее, кратковременный отжиг структур n -Ge/Si(001) при оптимальных условиях может приводить к увеличению интенсивности их стационарной ФЛ при 300 К [18]. В связи с этим часть исследованных структур была подвергнута кратковременному термическому отжигу в атмосфере азота с использованием процедуры, аналогичной описанной в [18] (диапазон температур отжига $T_{\text{ann}} = 500\text{--}800^\circ\text{C}$, время выдержки при данных температурах не более нескольких секунд). Для удобства некоторые основные параметры исследованных структур сведены в таблице.

Исследования стационарной ФЛ слоев Ge:Sb были выполнены с использованием излучения непрерывного лазера с длиной волны 808 нм, решеточного монохроматора Acton 2300i и многоканального детектора OMA-V на основе линейки InGaAs-фотодиодов (рабочий диапазон 0.8–2.1 мкм). Спектрокинетические исследования ФЛ были выполнены с помощью импульсного лазера на длине волны 800 нм, с длительностью импульса $< 100 \text{ фс}$ и частотой повторения импульсов 80 МГц. Использование излучения накачки с длиной волны 800 нм позволило снизить влияние поверхностной рекомбинации на излучательные свойства структур, поскольку

генерация носителей заряда при использовании такой длины волны возбуждения происходит на глубине, сравнимой с толщиной слоев *n*-Ge (~ 300 нм). Регистрация ФЛ при проведении спектрокинетических исследований осуществлялась с помощью решеточного монохроматора, сверхпроводящего однофотонного фотоприемника на основе NbN (спектральный диапазон 0.8–1.7 мкм) и системы коррелированного по времени счета одиночных фотонов PicoQuant TimeHarp 260. Временное разрешение системы регистрации ФЛ составляло ~ 100 пс. Исследования осуществлялись при температуре 300 К.

3. Результаты и их обсуждение

В спектрах стационарной ФЛ всех исследуемых структур при 300 К наблюдается пик с максимумом в диапазоне 0.72–0.8 эВ, соответствующий прямозонной рекомбинации носителей заряда в Ge (рис. 1). Было обнаружено, что интенсивность ФЛ легированных слоев *n*-Ge возрастает (по сравнению с нелегированными слоями) при увеличении концентрации примеси вплоть до значений порядка или немного выше равновесной растворимости Sb в Ge (~ 10^{19} см⁻³ согласно [15]). При дальнейшем повышении концентрации примеси интенсивность ФЛ снижается. Немонотонная зависимость интенсивности ФЛ от уровня легирования объясняется комплексным влиянием атомов примеси на вероятности излучательной и безызлучательной рекомбинации и, в целом, согласуется с результатами, ранее опубликованными в литературе различными группами авторов [8,19]. Сдвиг спектров ФЛ в сторону больших длин волн с увеличением уровня легирования (рис. 1) связан с проявлением в легированных структурах эффекта „сужения запрещенной зоны“ (англ. „bandgap narrowing“) [20,21].

Исследования стационарной ФЛ отожженных структур показали, что термический отжиг может оказывать как положительное, так и отрицательное влияние на интенсивность ФЛ в зависимости от условий роста и параметров структур (рис. 1). Результаты исследования влияния кратковременного отжига на интенсивность стационарной ФЛ слоев *n*-Ge/Si приведены в предыдущей работе авторов [18]. Было установлено, что основными факторами, влияющими на результаты отжига структур, являются низкие температуры роста, необходимые для формирования легированных слоев Ge:Sb, и возможность образования примесных кластеров при отжиге структур с концентрацией примеси, превышающей ее равновесную растворимость [18]. При этом в работе [18] не было исследовано влияние каждого из этих факторов по отдельности на интенсивность ФЛ. В настоящей работе были исследованы структуры, в которых присутствовал только один из факторов (низкая температура роста, см. образцы 2, 2а и 2б в таблице), что позволило разделить вклады двух указанных факторов на изменение интенсивности ФЛ слоев *n*-Ge в результате отжига. Кроме того, исследования временных

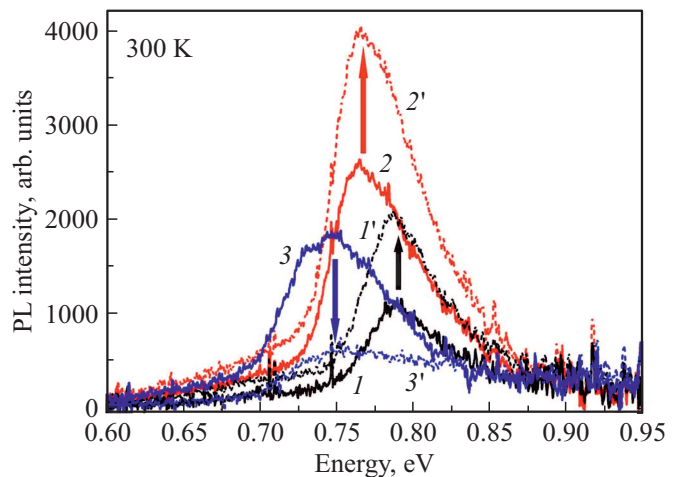


Рис. 1. Спектры фотолюминесценции (PL) слоев Ge : Sb/Si с различным уровнем легирования до и после отжига. Сплошные кривые 1, 2, 3 — образцы 2, 3 и 6 из таблицы соответственно; штриховые кривые 1', 2', 3' — образцы 2б, 3а и 6а соответственно. Вертикальными стрелками показано изменение интенсивности ФЛ соответствующих образцов после отжига.

зависимостей ФЛ слоев Ge:Sb/Si позволили провести количественное сравнение влияния различных факторов на их излучательные свойства, поскольку времена жизни носителей заряда могут служить количественной мерой „кристаллического качества“ образцов. Наконец, как указывалось во Введении, знание численных значений данных времен необходимо для теоретической оценки пороговой плотности накачки для реализации лазерной генерации в Ge.

На первом этапе было исследовано влияние концентрации примеси на характерные времена спада ФЛ, связанной с прямыми излучательными переходами в слое Ge:Sb. Кинетика ФЛ для каждой структуры исследовалась на длине волны, соответствующей максимуму сигнала в спектре ФЛ данной структуры. Временные зависимости интенсивности ФЛ были измерены для слоев Ge с различной концентрацией примеси, выращенных при фиксированной температуре (250°C) (рис. 2). Как обсуждалось в работе [10] при анализе уравнения, описывающего темп рекомбинации (уравнение (3) в [10]), в условиях относительно невысокой плотности накачки характерное время спада прямозонной ФЛ будет совпадать с временем жизни неосновных носителей заряда (дырок в случае исследуемых слоев *n*-Ge). При этом кинетика спада ФЛ должна описываться экспоненциальной зависимостью с одним характерным временем, что и наблюдалось в эксперименте (рис. 2). Было установлено, что наибольшим временем жизни носителей заряда характеризуется нелегированный слой Ge (~ 400 пс), в то время как повышение уровня легирования приводит к уменьшению времен жизни носителей. При уровнях легирования > $8 \cdot 10^{19}$ см⁻³ эта величина падает до значений < 100 пс — временного разрешения системы регистрации ФЛ, использованной в данной работе.

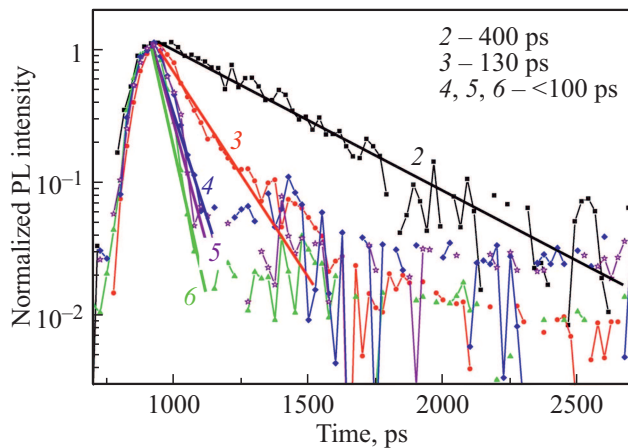


Рис. 2. Временные зависимости интенсивности фотолуминесценции (PL) (точки), их аппроксимация экспоненциальными зависимостями (прямые линии) и полученные из них времена жизни носителей заряда в слоях *n*-Ge с различным уровнем легирования. Указаны номера образцов в таблице. Все кривые нормированы на максимум интенсивности ФЛ.

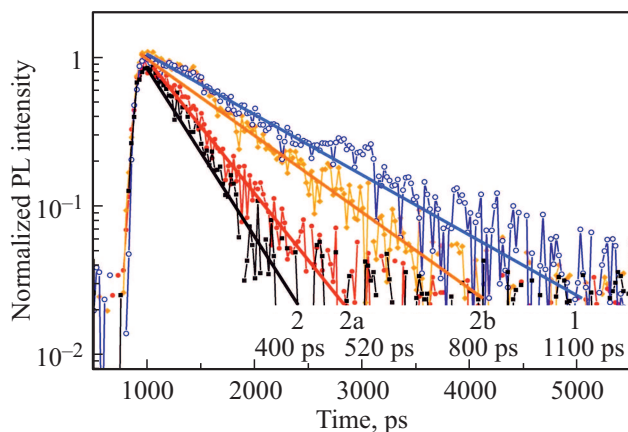


Рис. 3. Временные зависимости интенсивности фотолуминесценции (PL) (точки), их аппроксимация экспоненциальными зависимостями (прямые линии). Приведены определенные времена жизни носителей заряда в нелегированных Ge-слоях, полученных при различных температурах роста и постростового отжига. Указаны номера образцов в таблице. Кривые нормированы на максимум интенсивности ФЛ.

Наблюдаемое падение времени жизни носителей заряда связывается с увеличением вероятности безызлучательной рекомбинации с участием примесных атомов, что согласуется, в частности, с выводами работ [8,9] о существенном сокращении характерного времени рекомбинации типа Шокли–Рида–Холла (τ_{SRH}) с ростом концентрации доноров. Отметим, что все исследованные слои Ge имели одинаковую толщину, т.е. активная область располагалась на одном и том же расстоянии от гетерограницы Ge/Si, где сосредоточена основная часть дефектов кристаллической решетки, вызванных рассогласованием параметров решеток Ge и Si. Есте-

ственно предположить, что вклад поверхностной рекомбинации и рекомбинации на дефектной гетерогранице Ge/Si в скорость безызлучательной рекомбинации носителей заряда должен быть приблизительно одинаковым во всех исследованных структурах. Наблюдаемое при этом существенное (почти на порядок величины) падение времени жизни с увеличением уровня легирования означает, что вклад поверхностной рекомбинации и рекомбинации на дефектном интерфейсе Ge/Si не является определяющим. Еще одним возможным каналом безызлучательной рекомбинации является ожерекомбинация. Однако ранее в литературе было показано, что для слоев *n*-Ge/Si(001) с уровнями легирования, близкими к тем, что рассматриваются в настоящей работе [8,22], даже при высоких уровнях накачки ожерекомбинация не является основным фактором, влияющим на время жизни носителей, по сравнению с рекомбинацией Шокли–Рида–Холла. Экспериментальным подтверждением данного факта для исследованных структур Ge : Sb/Si может служить отсутствие зависимости характерного времени спада ФЛ от мощности накачки при резкой зависимости этого времени от уровня легирования. В частности, при измерениях структуры 3 (см. таблицу) при разных мощностях накачки временные зависимости интенсивности ФЛ (аналогичные тем, что приведены на рис. 2) хорошо описывались одной экспонентой с одинаковым характерным временем спада. Это позволяет предположить, что основным фактором, влияющим на время жизни неосновных носителей заряда в исследуемых структурах, является безызлучательная рекомбинация Шокли–Рида–Холла.

Как указывалось выше, для разделения влияния на время жизни носителей заряда концентрации донорной примеси и температуры роста Ge-слоев была исследована серия нелегированных структур, различающихся температурой их роста и отжига (рис. 3). Как видно из рис. 3, наибольшим временем спада ФЛ (~ 1.1 нс) характеризуется нелегированный образец, выращенный при высокой температуре (550°C). Понижение температуры роста нелегированного слоя Ge до 250°C (температуры роста, которая используется для достижения высоких концентраций примеси в слоях Ge:Sb) приводит к падению времени жизни носителей заряда более чем в 2.5 раза — до 400 пс (рис. 3). Это связывается с образованием при низких температурах роста слоя Ge точечных дефектов, которые являются центрами безызлучательной рекомбинации в Ge. Было обнаружено, что быстрый термический отжиг нелегированного Ge-слоя, выращенного при низкой температуре, приводит к увеличению как интегральной интенсивности ФЛ (см. спектры ФЛ образцов 2 и 2b на рис. 1), так и времени жизни носителей заряда (рис. 3). В то же время аналогичный отжиг образца 1 не приводит к заметному изменению интенсивности [18] и характерного времени спада ФЛ, что, очевидно, связано с существенно меньшей концентрацией точечных дефектов в слоях Ge, полученных при высокой температуре роста.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что наблюдаемое падение времени жизни носителей заряда в слоях Ge : Sb связано не только с влиянием самих атомов примеси, но и с низкой температурой роста, используемой для формирования легированных слоев. При этом негативное влияние низкой температуры роста на интенсивность и характерное время спада ФЛ легированных слоев может быть существенно снижено за счет использования постростового отжига полученных структур при оптимально подобранных параметрах отжига (см. [18]). Как было показано ранее, кратковременный отжиг легированных структур с концентрацией примеси, близкой к равновесной растворимости Sb в Ge, существенно снижает концентрацию точечных дефектов, не приводя при этом к формированию примесных кластеров, что в свою очередь увеличивает интегральную интенсивность ФЛ Ge-слоя (см. рис. 1 и [18]). Проведенные спектроскопические исследования ФЛ показали, что повышение интегральной интенсивности ФЛ в результате отжига структур отчасти связано с увеличением времени жизни носителей заряда в слоях Ge. В частности, для образца 3 ($N_{\text{Sb}} = 2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, что близко к равновесной растворимости Sb в Ge) характерное время спада ФЛ, определяемое временем безызлучательной рекомбинации носителей заряда, после отжига при 600°C возрастает от 130 пс (кривая 3 на рис. 2) до 370 пс. Увеличение температуры отжига легированных слоев до 800°C , которое в случае нелегированных Ge-слоев приводит к дальнейшему росту интенсивности ФЛ и времени жизни носителей заряда, представляется нецелесообразным, так как при столь высоких температурах существенное влияние на распределение примеси начинает оказывать ее объемная диффузия при отжиге и десорбция с поверхности [18].

Полученные результаты позволяют провести сравнение (хотя и несколько грубое) влияния обоих факторов — высокой концентрации примеси и низкой температуры роста — на снижение времени жизни носителей заряда в Ge-слоях. Сравнение образцов 1 и 2 показывает снижение времени жизни носителей в ~ 3 раза (от 1.1 нс до 400 пс) при понижении температуры роста от 550 до 250°C . Сравнение же образцов 2 и 3 показывает дополнительное такое же падение времени жизни (от 400 до 130 пс) при легировании Ge-слоя до уровня $N_{\text{Sb}} = 2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ и еще более сильное падение при более высоких концентрациях Sb. Отсюда можно сделать вывод, что влияние этих факторов как минимум одного порядка, и необходимо учитывать оба эти фактора. Отметим, однако, что при концентрациях Sb, значительно превышающих равновесную растворимость, влияние примеси все же представляется более важным фактором, поскольку в слоях Ge : Sb со столь высокими уровнями легирования могут образовываться дополнительные дефекты, в частности примесные кластеры [23,24]. Кроме того, в силу метастабильности подобных слоев их отжиг приводит лишь к падению интенсивности ФЛ (рис. 1), а также к снижению степени электрической активации примеси (см. таблицу, образцы 6 и 6а, и [25]) и,

следовательно, не может быть применен для улучшения оптических характеристик таких Ge-слоев.

4. Заключение

В работе с помощью метода спектроскопии фотолюминесценции с временным разрешением проведено исследование времен жизни носителей заряда в слоях Ge с различным уровнем легирования донорной примесью, выращенных на подложках Si(001). Показано, что легирование донорными примесями оказывает комплексное влияние на ФЛ слоев Ge/Si(001), что проявляется в немонотонной зависимости интенсивности ФЛ от уровня легирования и наличия оптимальной концентрации примеси, при которой интенсивность ФЛ максимальна. Показано существенное уменьшение времени жизни носителей заряда в слоях Ge : Sb/Si(001) по сравнению с нелегированными слоями Ge/Si(001), связанное с влиянием двух основных факторов — высокой концентрации примесных атомов и низкой температуры роста, необходимой для формирования сильно легированных слоев Ge : Sb. Показано также, что при оптимальных параметрах отжига структур время жизни носителей заряда, определяемое временем безызлучательной рекомбинации в Ge-слое, а следовательно, и интенсивность ФЛ полученных структур могут быть существенно увеличены. Полученные результаты могут быть полезны для понимания динамики процессов рекомбинации в слоях *n*-Ge, а также для разработки Si-совместимых светоизлучающих устройств на основе Ge.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 19-72-10011) с использованием оборудования ЦКП ИФМ РАН.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] R. Geiger, T. Zabel, H. Sigg. *Front. Mater.*, **2**, 52 (2015).
- [2] S. Saito, A.Z. Al-Attili, K. Oda, Y. Ishikawa. *Semicond. Sci. Technol.*, **31**, 043002 (2016).
- [3] F.T. Armand Pilon, A. Lyasota, Y.-M. Niquet, V. Reboud, V. Calvo, N. Pauc, J. Widiez, C. Bonzon, J.M. Hartmann, A. Chelnokov, J. Faist, H. Sigg. *Nature Commun.*, **10**, 2724 (2019).
- [4] J. Liu, X. Sun, R. Camacho-Aguilera, L.C. Kimerling, J. Michel. *Optics Lett.*, **35** (5), 679 (2010).
- [5] R.E. Camacho-Aguilera, Y. Cai, N. Patel, J.T. Bessette, M. Romagnoli, L.C. Kimerling, J. Michel. *Opt. Express*, **20** (10), 11316 (2012).
- [6] L. Carroll, P. Friedli, S. Neuenschwander, H. Sigg, S. Cecchi, F. Isa, D. Chrastina, G. Isella, Y. Fedoryshyn, J. Faist. *Phys. Rev. Lett.*, **109** (5), 057402 (2012).

- [7] R. Geiger, J. Frigerio, M.J. Süess, D. Chrastina, G. Isella, R. Spolenak, J. Faist, H. Sigg. *Appl. Phys. Lett.*, **104**, 062106 (2014).
- [8] M.R. Barget, M. Virgilio, G. Capellini, Y. Yamamoto, T. Schroeder. *J. Appl. Phys.*, **121**, 245701 (2017).
- [9] S.A. Srinivasan, C. Porret, M. Pantouvaki, Y. Shimura, P. Geiregat, R. Loo, J. Van Campenhout, D. Van Thourhout. *Appl. Phys. Lett.*, **113**, 161101 (2018).
- [10] D. Nam, J.-H. Kang, M.L. Brongersma, K.C. Saraswat. *Optics Lett.*, **39** (21), 6205 (2014).
- [11] J. Allerbeck, A.J. Herbst, Y. Yamamoto, G. Capellini, M. Virgilio, D. Brida. *Appl. Phys. Lett.*, **114**, 241104 (2019).
- [12] J. Liu, X. Sun, D. Pan, X. Wang, L.C. Kimerling, T.L. Koch, J. Michel. *Opt. Express*, **15**, 11272 (2007).
- [13] D.S. Sukhdeo, S. Gupta, K.C. Saraswat, B. Dutt, D. Nam. *Optics Commun.*, **364**, 233 (2016).
- [14] D.V. Yurasov, A.V. Antonov, M.N. Drozdov, V.B. Schmagin, K.E. Spirin, A.V. Novikov. *J. Appl. Phys.*, **118**, 145701 (2015).
- [15] J. Vanhellefont, E. Simoen. *Mater. Sci. Semicond. Proc.*, **15**, 642 (2012).
- [16] Д.В. Юрасов, А.И. Бобров, В.М. Данильцев, А.В. Новиков, Д.А. Павлов, Е.В. Скороходов, М.В. Шалеев, П.А. Юнин. *ФТП*, **49**, 1463 (2015).
- [17] D.V. Yurasov, A.V. Antonov, M.N. Drozdov, P.A. Yunin, B.A. Andreev, P.A. Bushuykin, N.A. Baydakova, A.V. Novikov. *J. Cryst. Growth*, **491**, 26 (2018).
- [18] D.V. Yurasov, A.V. Novikov, N.A. Baidakova, E.E. Morozova, P.A. Yunin, D.V. Shengurov, A.V. Antonov, M.N. Drozdov, Z.F. Krasilnik. *Semicond. Sci. Technol.*, **33**, 124019 (2018).
- [19] B. Schwartz, A. Klossek, M. Kittler, M. Oehme, E. Kasper, J. Schulze. *Phys. Status Solidi C*, **11–12**, 1686 (2014).
- [20] S.C. Jain, D.J. Roulston. *Solid-State Electron.*, **34**, 453 (1991).
- [21] Ch. Xu, J. Kouvetakis, J. Menéndez. *J. Appl. Phys.*, **125**, 085704 (2019).
- [22] M. Virgilio, T. Schroeder, Y. Yamamoto, G. Capellini. *J. Appl. Phys.*, **118**, 233110 (2015).
- [23] S. Brotzmann, H. Bracht, J. Lundsgaard Hansen, A. Nylandsted Larsen, E. Simoen, E.E. Haller, J.S. Christensen, P. Werner. *Phys. Rev. B*, **77**, 235207 (2008).
- [24] A. Chronos, H. Bracht. *Appl. Phys. Rev.*, **1**, 011301 (2014).
- [25] Д.В. Юрасов, Н.А. Байдакова, М.Н. Дроздов, Е.Е. Морозова, М.А. Калинин, А.В. Новиков. *ФТП*, **53**, 897 (2019).

Редактор Л.В. Шаронова

Impact of growth conditions and doping level on luminescence kinetics of Ge:Sb layers formed on silicon

D.V. Yurasov¹, N.A. Baidakova¹, A.N. Yablonskiy¹, A.V. Novikov^{1,2}

¹ Institute for Physics of Microstructures, Russian Academy of Sciences (IPM RAS), 603087 Nizhny Novgorod, Russia

² Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract Light-emitting properties of Ge-on-Si(001) layers doped with Sb were studied by stationary and time-resolved photoluminescence at room temperature. It was obtained that the photoluminescence intensity of *n*-Ge/Si(001) structures is maximized when the doping level is close to the equilibrium solubility of Sb in Ge ($\sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) which is in accordance with the previously published data. Time-resolved studies of the direct-transitions related photoluminescence signal have shown that both the donor density and the growth conditions of doped layer (in particular, the growth temperature) influence the photoluminescence kinetics. It was obtained that an increase of doping level leads to a decrease of the characteristic carrier lifetime. Moreover, usage of low growth temperatures which is needed to form the doped *n*-Ge layers also resulted in shortening of the carrier lifetime as compared with Ge layers grown at high temperatures. It was found that rapid thermal anneal at proper conditions could partially compensate the above mentioned detrimental effects and lead to the increase of both the photoluminescence intensity and the carrier lifetime.