

Сравнительный анализ люминесценции слоев Ge:Sb, выращенных на подложках Ge(001) и Si(001)

© А.В. Новиков, Д.В. Юрасов, Н.А. Байдакова, П.А. Бушуйкин, Б.А. Андреев, П.А. Юнин, М.Н. Дроздов, А.Н. Яблонский, М.А. Калинин, З.Ф. Красильник

Институт физики микроструктур Российской академии наук,
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: anov@ipmras.ru

Поступила в Редакцию 24 апреля 2019 г.

В окончательной редакции 29 апреля 2019 г.

Принята к публикации 29 апреля 2019 г.

Выполнены сравнительные исследования люминесцентных свойств легированных Sb слоев Ge, выращенных на подложках Si(001) и Ge(001). Показано, что в сигнал фотолюминесценции слоев Ge:Sb/Ge(001), в отличие от слоев Ge:Sb, выращенных на кремнии, значительный вклад дают непрямые оптические переходы. Данный факт связывается с большим временем жизни носителей заряда в гомоэпитаксиальных структурах Ge:Sb/Ge вследствие отсутствия в них дефектов кристаллической решетки, связанных с релаксацией упругих напряжений. Показано, что значительное возрастание вклада прямых оптических переходов в общий сигнал фотолюминесценции, наблюдаемое при увеличении уровня легирования слоев Ge:Sb/Ge(001), вызвано ростом заселенности электронных состояний в Г-долине. При концентрациях Sb, значительно превышающих ее равновесную растворимость в Ge, когда наблюдается частичная электрическая активация примеси, значительное влияние на излучательные свойства слоев Ge:Sb, выращенных на различных подложках, оказывают центры безызлучательной рекомбинации, которыми могут являться кластеры примесных атомов.

Ключевые слова: кремний, германий, легирование, люминесценция, излучательная и безызлучательная рекомбинация.

DOI: 10.21883/FTP.2019.10.48289.35

1. Введение

В последние годы легированные донорами слои Ge, сформированные на кремнии, привлекают к себе пристальное внимание в связи с возможностью их использования в кремниевой оптоэлектронике и плазмонике [1–7]. В частности, активно исследуется возможность увеличения эффективности излучательной рекомбинации носителей заряда в Ge при его легировании донорами и растяжении. Данный подход позволил получить лазерную генерацию в инфракрасном диапазоне на растянутом сильно легированном *n*-Ge [1–5]. Полагается, что легирование Ge донорами позволяет за счет заполнения электронных состояний в *L*-долине увеличить заселенность электронных состояний в Г-долине и, как следствие, ведет к росту вероятности прямых в *k*-пространстве излучательных переходов. Однако для достижения высоких уровней заселенности электронных состояний в Г-долине необходимо формирование слоев *n*-Ge/Si с концентрацией электронов значительно выше уровня равновесной растворимости электрически активных доноров в Ge ($\sim 10^{19}$ см⁻³ [8]). Достижение высоких уровней легирования Ge может сопровождаться ростом концентрации дефектов, являющихся центрами безызлучательной рекомбинации. Ранее проведенные исследования показывают сложный характер влияния концентрации доноров на излучательные свойства слоев Ge, сформированных на кремнии [9–11]. Выявление физических механизмов влияния уровня легирования

на излучательные свойства слоев *n*-Ge/Si затруднено из-за значительного воздействия на люминесценцию данного класса гетероструктур дефектов, связанных с релаксацией упругих напряжений при росте Ge на Si [9,12]. Разделить влияние донорной примеси и дефектов, связанных с релаксацией упругих напряжений, на излучательные свойства Ge могли бы сравнительные исследования слоев *n*-Ge, выращенных на подложках Si и Ge. Однако к настоящему времени выполнены только сравнительные исследования люминесцентных свойств эпитаксиальных слоев *n*-Ge/Si и объемного Ge [9,13–15]. Эти исследования выявили значительное различие в соотношении интенсивностей сигналов фотолюминесценции (ФЛ), связанных с непрямыми и прямыми оптическими переходами, в спектрах ФЛ слоев *n*-Ge/Si и объемного Ge. При этом обнаруженное преобладание сигнала от прямых оптических переходов в спектрах ФЛ слоев *n*-Ge/Si связывается с различными причинами: слабым проявлением эффектов самопоглощения в этих структурах из-за небольшой толщины слоев Ge/Si [13], небольшим растяжением слоев Ge/Si вследствие различия коэффициентов термического расширения Si и Ge [9] и малым временем жизни носителей заряда в слоях Ge, выращенных на кремнии, из-за их более высокой дефектности по сравнению с объемным Ge [9].

Выявление влияния высокого уровня легирования на люминесцентные свойства слоев *n*-Ge/Si путем сравнения их с объемным Ge представляется некорректным из-за различий в условиях их формирования, уровней

легирования и отмеченной выше разнице толщин. В настоящей работе для выявления влияния концентрации донорной примеси, упругих напряжений и дефектов, связанных с их релаксацией, на излучательные свойства эпитаксиальных слоев *n*-Ge выполнены сравнительные исследования ФЛ слоев Ge:Sb, выращенных на подложках Si(001) и Ge(001).

2. Методика эксперимента

Исследованные слои Ge:Sb с различной концентрацией сурьмы были выращены методом молекулярно-пучковой эпитаксии на монокристаллических подложках Si(001) и Ge(001). Для легирования Ge использовалась сурьма, которую испаряли из эффузионной ячейки. Гетероструктуры на подложках Si состояли из релаксированного Ge-буфера, сформированного с помощью двухстадийного роста и циклического отжига [16], и слоя Ge:Sb. Согласно ранее выполненным исследованиям [16], слои Ge:Sb на Si(001) характеризуются деформацией растяжения на уровне 0.20–0.25%, вызванной разницей коэффициентов термического расширения Ge и Si, и плотностью прорастающих дефектов на уровне $(2-5) \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Подробно методика формирования структур Ge:Sb/Si(001) и результаты исследования их структурных и излучательных свойств приведены в работе [11]. Для роста гомоэпитаксиальных структур использовались подложки Ge(001) *p*-типа проводимости с концентрацией дырок $\sim 10^{14} \text{ см}^{-3}$. Для предростовой химической подготовки подложек Ge(001) использовалась методика, изложенная в работе [17]. Выращенные гомоэпитаксиальные структуры состояли из тонкого (100 нм) Ge-буфера и слоя Ge:Sb. Для формирования резкого профиля распределения сурьмы в выращенных структурах и достижения ее высоких объемных концентраций использовалась методика, развитая в [18]. Согласно этой методике, рост слоев Ge:Sb проходил при температуре 250°C. В настоящей работе исследованы структуры со слоями Ge:Sb, выращенными на подложках Si(001) и Ge(001), толщина которых составляла $(300 \pm 25) \text{ нм}$. Концентрация Sb в них варьировалась в широком диапазоне. При этом соблюдалась идентичность условий формирования и параметров слоев Ge:Sb, выращенных на различных подложках.

Концентрация и распределение Sb в выращенных структурах определялась методом вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС), а концентрация электронов — из холловских измерений и рентгенодифракционных исследований [11]. Исследования спектров стационарной фотолюминесценции слоев Ge:Sb выполнены при комнатной температуре с использованием непрерывного лазера накачки с длиной волны излучения 808 нм, решеточного монохроматора Acton 2300i и многоканального детектора OMA-V на основе линейки InGaAs-фотодиодов (рабочий диапазон 0.8–2.2 мкм). Использование для оптической накачки излучения на длине

волны 808 нм, глубина поглощения которого в Ge близка к толщине исследуемых слоев Ge:Sb (300 нм), позволяет уменьшить влияние поверхностной рекомбинации носителей заряда на излучательные свойства структур и обеспечить генерацию фотовозбужденных носителей заряда по всей толще слоев *n*-Ge.

3. Результаты и их обсуждение

Исследования выращенных слоев Ge:Sb методом ВИМС показали, что использование методики из работы [18] позволяет получать однородно легированные слои, несмотря на значительную сегрегацию Sb в Ge (см. распределение Sb в слоях Ge:Sb/Ge(001) на рис. 1 и в структурах Ge:Sb/Ge(001) из работы [11]). При этом объемная концентрация Sb в слоях Ge варьировалась в широком диапазоне, от значений, меньших равновесной растворимости сурьмы в германии, $N(\text{Sb}) < 10^{19} \text{ см}^{-3}$, до значений $N(\text{Sb}) > 10^{20} \text{ см}^{-3}$ (рис. 1), которые более чем на порядок превосходят равновесную растворимость. Измерения эффекта Холла методом ван дер Пау структур Ge:Sb/Ge(001) выявили заметное влияние подложки Ge на результаты измерений параметров слоев Ge:Sb. Это может указывать на то, что *p*–*n*-переход между слоем Ge:Sb и подложкой *p*-Ge, в отличие от структур Ge:Sb/Si(001), не блокирует ток через подложку. Для уменьшения влияния подложки *p*-Ge на холловские измерения было выполнено ее механическое утончение с исходных 500 до толщин 150–200 мкм. Утончение подложки *p*-Ge привело к заметному уменьшению определенной из холловских измерений концентрации электронов в структурах Ge:Sb/Ge(001). Дан-

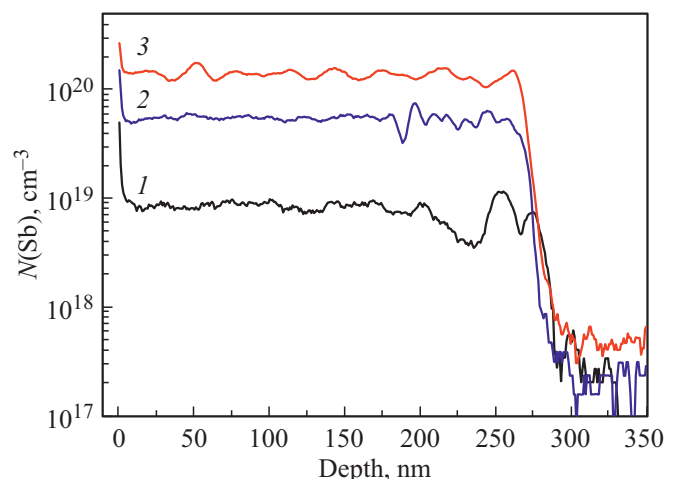


Рис. 1. Распределение Sb в структурах Ge:Sb/Ge(001), полученное методом ВИМС. Средняя объемная концентрация Sb в слоях Ge:Sb/Ge(001) $N(\text{Sb}) \approx 8 \cdot 10^{18}$ (1), $7 \cdot 10^{19}$ (2) и $1.8 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ (3). Колебания концентрации Sb вызваны нестабильностью поддержания температуры роста слоя Ge:Sb, увеличение концентрации Sb на поверхности — ее сегрегацией.

ный факт связывается с уменьшением вклада дырочной проводимости подложки Ge в холловские измерения. Концентрация электронов в слоях Ge:Sb/Ge(001) была оценена из анализа результатов их холловских измерений для двух толщин Ge-подложки в предположении линейного по толщине вклада подложки в холловское напряжение.

В то же время ранее было показано [11,19], что концентрация электрически активной сурьмы в слоях Ge:Sb/Si(001) может быть определена из анализа вносимой примесью деформации кристаллической решетки Ge, которая может быть количественно измерена с помощью рентгенодифракционного анализа. Выполненные исследования структур Ge:Sb/Ge(001) показали, что концентрация электрически активной сурьмы, определенная из рентгенодифракционного анализа, и концентрация электронов, оцененная из холловских измерений, оказались близкими. При этом, как и в случае структур Ge:Sb/Si(001) [11], для слоев Ge:Sb/Ge(001) с концентрацией примеси $< (7-8) \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ эти два значения концентрации совпадали в пределах ошибок измерения с полной концентрацией Sb, $N(\text{Sb})$, определенной с помощью ВИМС. Это указывает на то, что используемые в работе условия роста позволяют получать слои Ge:Sb с электрической активацией примеси, близкой к 100% для концентраций Sb, значительно превышающих уровень ее равновесной растворимости в Ge. При $N(\text{Sb}) > (7-8) \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ доля электрически активной примеси становится $< 100\%$ и для структур Ge:Sb/Ge(001) с наиболее высокой исследованной концентрацией $N(\text{Sb}) = 1.8 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ составляет $\sim 60\%$.

Сравнение результатов исследований слоев Ge:Sb/Ge(001), полученных в настоящей работе, с результатами ранее проведенных исследований [11] показало, что более высокая дефектность слоев Ge:Sb, выращенных на подложках Si(001), и их деформация растяжения на уровне 0.20–0.25% не оказывают заметного влияния на распределение Sb и ее электрическую активацию в эпитаксиальных слоях Ge. В то же время исследования слоев Ge:Sb, выращенных на подложках Si(001) и Ge(001), свидетельствуют о том, что рентгенодифракционный анализ может быть использован в качестве неразрушающего экспресс-метода определения концентрации электрически активной Sb в слоях Ge с $N(\text{Sb}) > 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Данный метод может быть особенно полезен для Ge:Sb-структур, в которых затруднено определение концентрации электронов из холловских измерений.

Спектры ФЛ подложки Ge(001) и гомоэпитаксиальных слоев Ge, выращенных на ней, показали, что независимо от уровня легирования интенсивность сигнала ФЛ от эпитаксиальных структур Ge/Ge(001) значительно (на ~ 2 порядка) меньше, чем от Ge-подложки (рис. 2). Низкая интенсивность сигнала ФЛ структур Ge/Ge(001) связывается с наличием в них дефектов и примесей, которые выступают в качестве центров безызлучательной рекомбинации. На наличие неконтролируемых примесей

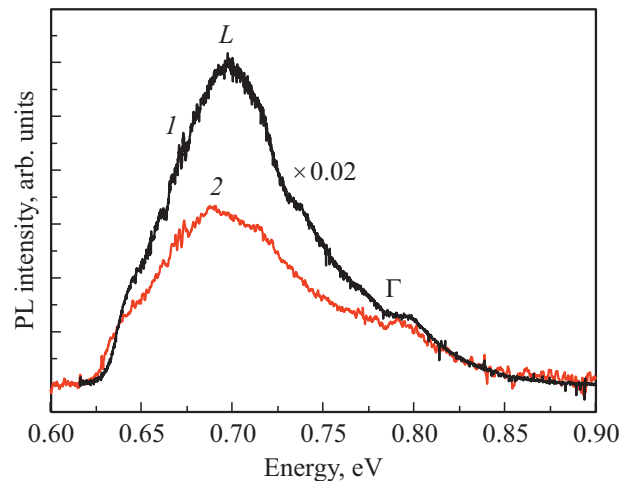


Рис. 2. Спектры ФЛ подложки Ge(001) (1) и структуры Ge:Sb/Ge(001) с $N(\text{Sb}) = 8 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ (2). Отмечено положение пиков ФЛ, связанных с непрямыми оптическими переходами из L -долин (L) и прямыми переходами из Γ -долины (Γ). Спектр ФЛ Ge(001) подложки умножен на 0.02.

в выращенных нелегированных слоях Ge указывает их фоновое легирование на уровне 10^{16} см^{-3} . Начиная именно с этого уровня легирования наблюдается уменьшение времени жизни носителей заряда в объемном Ge [20]. Высокая концентрация центров безызлучательной рекомбинации может наблюдаться на границе раздела „эпитаксиальный слой–подложка“, где, по данным ВИМС, обнаружен всплеск концентрации углерода и кислорода. Данный всплеск связывается с трудностями предосторожной подготовки подложки Ge из-за отсутствия у германия, в отличие от кремния, нерастворимого в воде окисла и плохой пассивации поверхности Ge водородными связями. Падение интенсивности сигнала ФЛ от структур Ge:Sb/Ge(001) относительно уровня сигнала от подложки и приведенная далее зависимость этого сигнала от уровня легирования слоя Ge:Sb указывают на то, что измеряемый сигнал ФЛ в основном связан с рекомбинацией фотоиндуцированных носителей заряда в эпитаксиальной структуре, а не с рекомбинацией носителей заряда в подложке Ge(001).

Нужно отметить, что, несмотря на существенное различие в интенсивностях, форма сигналов ФЛ подложки Ge(001) и слоев Ge:Sb/Ge(001) с $N(\text{Sb}) < 10^{19} \text{ см}^{-3}$ практически совпадает. При этом основной вклад в сигнал ФЛ дают не прямые оптические переходы, в которых участвуют электроны из L -долин (рис. 2). Согласно анализу, выполненному в работе [9], это указывает на то, что в слоях Ge:Sb/Ge(001) реализуется равновесное распределение носителей заряда между L - и Γ -долинами, при котором в ненапряженных слоях Ge с концентрацией электронов $< 10^{19} \text{ см}^{-3}$ соотношение концентрации электронов в Γ - и L -долинах составляет $n_{\Gamma}/n_L < 10^{-4}$. Можно отметить, что из-за упомянутой выше связи наблюдаемого сигнала ФЛ с рекомбина-

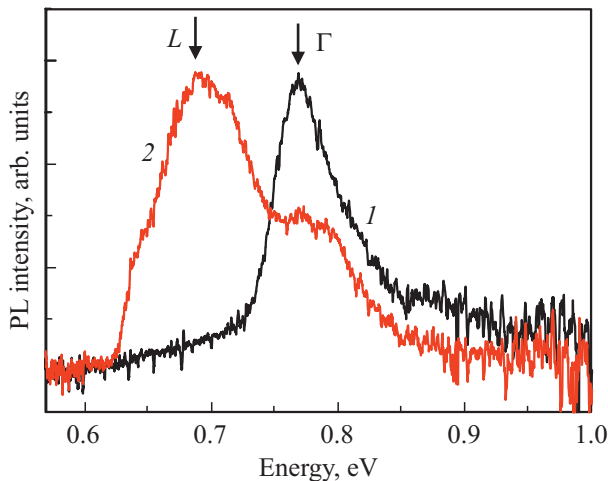


Рис. 3. Спектры ФЛ слоев Ge:Sb с $N(\text{Sb}) \approx 2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, выращенных на подложках Si(001) (1) и Ge(001) (2). Стрелками показаны пики, связанные с непрямыми (L) и прямыми (Г) оптическими переходами.

цией носителей именно в слоях Ge:Sb/Ge(001) и их небольшой толщины ($\sim 300 \text{ нм}$) малый вклад прямых переходов в сигнал ФЛ этих слоев нельзя связать с эффектом самопоглощения излучения. Данный эффект существен для объемного Ge с концентрацией носителей заряда $< 10^{16} \text{ см}^{-3}$, характеризующегося большими временами жизни [20] и, следовательно, большими диффузионными длинами фотоиндуцированных носителей заряда [9,13].

Проведенные сравнительные исследования показали, что, в отличие от слоев Ge:Sb, сформированных на Si(001), в сигнал ФЛ которых независимо от уровня легирования доминирующий вклад дают прямые оптические переходы [11], в спектрах ФЛ слоев Ge:Sb, выращенных на Ge(001), наблюдаются сигналы как от не прямых, так и от прямых оптических переходов (рис. 3 и 4, a). При этом в случае невысокой концентрации Sb сигнал ФЛ от не прямых оптических переходов в структурах Ge:Sb/Ge, как и в случае монокристаллического Ge, оказывается доминирующим (рис. 4, a).

Выявленное различие связывается с двумя причинами. Полагается, что малый вклад прямых переходов в сигнал ФЛ слоев Ge:Sb/Ge обусловлен большим временем жизни носителей заряда в таких слоях по сравнению со слоями Ge:Sb/Si из-за более высокого кристаллического качества гомоэпитаксиальных структур вследствие отсутствия в них дефектов, связанных с релаксацией упругих напряжений. Как было указано выше, концентрация прорастающих дислокаций в исследованных структурах Ge:Sb/Si(001) находится на уровне $(2-5) \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$ [16], что на несколько порядков превышает концентрацию дислокаций в исходных подложках Ge(001) и эпитаксиальных структурах Ge:Sb/Ge(001). Из-за большего времени излучательной рекомбинации интенсивность сигнала ФЛ, связанного с непрямыми

оптическими переходами, оказывается более чувствительной к уменьшению времени жизни носителей заряда вследствие их безызлучательной рекомбинации на дефектах, чем сигнал ФЛ от прямых оптических переходов. Ранее было показано [9], что уменьшение времени жизни электронов в L-долинах может привести к росту отношения числа электронов в Г-долине к общему числу электронов в структуре. В этом случае одной из причин доминирования в спектрах ФЛ структур Ge:Sb/Si(001) сигнала, связанного с прямыми переходами, является падение интенсивности сигнала ФЛ от не прямых оптических переходов, а не рост вероятности самих прямых переходов.

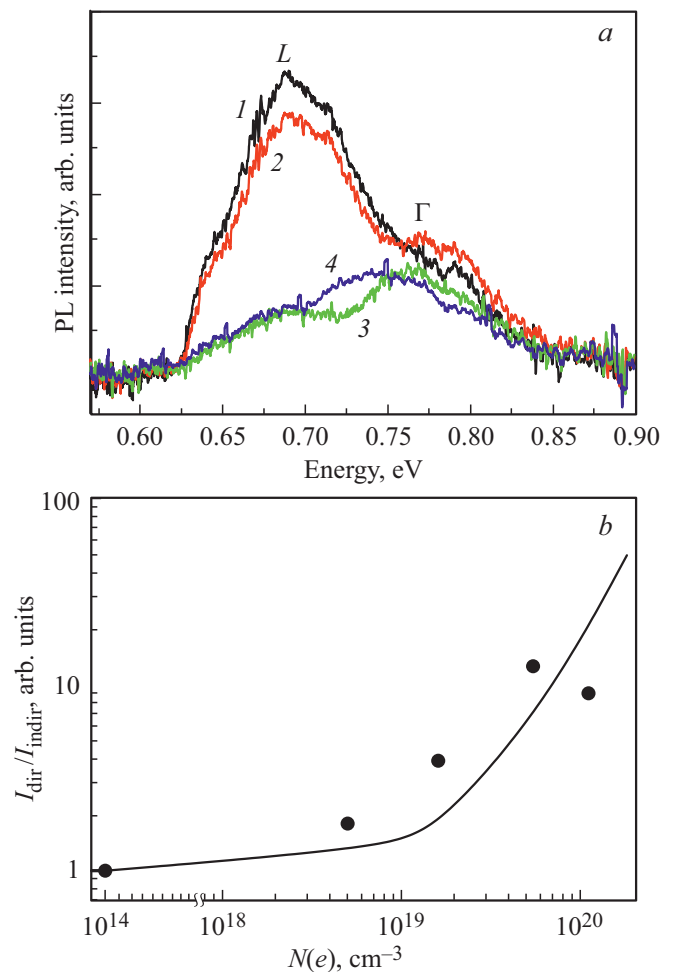


Рис. 4. a — спектры ФЛ структур Ge:Sb/Ge(001) с $N(\text{Sb}) = 8 \cdot 10^{18}$ (1), $2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ (2), $7 \cdot 10^{19}$ (3) и $1.8 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ (4), отмечены пики, связанные с непрямыми (L) и прямыми (Г) оптическими переходами. b — зависимость отношения интегральных интенсивностей сигналов ФЛ, связанных с прямыми оптическими переходами, I_{dir} , и с непрямыми переходами, I_{indir} , от концентрации электронов $N(e)$ в слоях Ge:Sb/Ge(001): точки — экспериментальные результаты, полученные из обработки спектров ФЛ подложки Ge(001) и структур Ge:Sb/Ge(001), сплошная кривая — зависимость числа электронов в Г-долине, нормированная на общее число электронов в структуре из работы [9].

В то же время деформация растяжения на уровне 0.20–0.25%, вызванная, как отмечено выше, разницей температурных коэффициентов расширения Ge и Si, непосредственно ведет к росту вероятности прямых оптических переходов. Это происходит из-за того, что двухосное растяжение такого уровня уменьшает энергетический зазор между Г- и L-долинами на 15–25 мэВ [1]. В результате отношение количества электронов в Г-долине к общему количеству электронов в слое Ge/Si(001) увеличивается в ~ 1.5 раза по сравнению с ненапряженными Ge-структурами [9]. Таким образом, полагается, что доминирование в спектрах ФЛ исследованных структур Ge:Sb/Si(001) сигнала, связанного с прямыми оптическими переходами, вызвано как ростом вероятности этих переходов из-за растяжения слоев Ge, так и падением интенсивности сигнала ФЛ от непрямых оптических переходов вследствие безызлучательной рекомбинации носителей заряда на дефектах, возникающих в результате релаксации упругих напряжений. Для установления вклада различных механизмов в увеличение относительной интенсивности сигнала от прямых переходов в спектрах ФЛ структур Ge:Sb/Si(001) необходимо проведение спектроскопических исследований с субнаносекундным временным разрешением.

С ростом концентрации Sb в спектрах ФЛ слоев Ge:Sb/Ge наблюдается увеличение вклада от пика ФЛ, связанного с прямыми переходами, и его смещение в область меньших энергий (рис. 4, а). При этом даже для концентраций Sb значительно выше уровня равновесной растворимости Sb в Ge в сигнале ФЛ структур Ge:Sb/Ge наблюдается заметный вклад от обоих типов оптических переходов (рис. 4, а). Наличие в спектрах ФЛ структур Ge:Sb/Ge сигналов, связанных с прямыми и непрямыми оптическими переходами, позволило установить влияние легирования Sb на вероятность прямых оптических переходов в Ge и их энергию. Анализ отношения интегральных интенсивностей сигнала ФЛ от прямых переходов к сигналу ФЛ от непрямых переходов показал (рис. 4, б), что вплоть до уровня легирования $N(\text{Sb}) \approx 7 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, при котором еще наблюдается близкая к 100% электрическая активация введенной примеси Sb, рост вклада от прямых оптических переходов в общий сигнал ФЛ слоев Ge:Sb/Ge хорошо коррелирует с рассчитанным в работе [9] ростом концентрации электронов в Г-долине. Таким образом, основной причиной относительного увеличения интенсивности сигнала ФЛ от прямых переходов в структурах Ge:Sb/Ge с увеличением концентрации Sb в них является вызванный донорной примесью рост заселенности электронных состояний в Г-долине. Отклонение соотношения интенсивностей сигналов ФЛ, связанных с прямыми и непрямыми оптическими переходами, от теоретической зависимости для концентраций сурьмы $N(\text{Sb}) > 10^{20} \text{ см}^{-3}$ (рис. 4, б), при которых наблюдается ее частичная электрическая активация, связывается с уменьшением времени жизни носителей заряда вследствие их безызлучательной рекомбинации на дефектах. Такими дефектами могут быть кластеры примесных атомов, формирующиеся при высоких концентрациях Sb. Ранее падение интенсивности

сигнала ФЛ от слоев Ge:Sb с частичной электрической активацией Sb наблюдалось и в структурах, выращенных на подложках Si(001) [11].

Как и в случае структур Ge:Sb/Si [9], смещение пика ФЛ от прямых переходов в область меньших энергий, наблюдаемое в спектрах ФЛ структур Ge:Sb/Ge с ростом $N(\text{Sb})$, вызвано эффектом перенормировки зон в легированных полупроводниках [21]. Количественный анализ показал совпадение зависимостей этого смещения от уровня легирования для слоев Ge:Sb, выращенных на подложках Ge(001) и Si(001).

4. Заключение

В работе впервые проведен сравнительный анализ люминесцентных свойств легированных Sb слоев Ge, выращенных на подложках Si(001) и Ge(001). Показано, что рентгенодифракционный анализ может быть использован для определения концентрации электрически активной Sb в эпитаксиальных слоях Ge, выращенных на различных подложках. Выявлено, что в сигнал ФЛ слоев Ge:Sb/Ge(001), в отличие от слоев Ge:Sb/Si(001), при любых уровнях легирования значительный вклад дают непрямые оптические переходы. Данный факт связывается с большим временем жизни носителей заряда в гомоэпитаксиальных структурах Ge:Sb/Ge(001) вследствие отсутствия в них дефектов кристаллической решетки, связанных с релаксацией упругих напряжений. Наблюдаемое увеличение относительного вклада прямых оптических переходов в общий сигнал ФЛ слоев Ge:Sb/Ge с ростом уровня легирования хорошо коррелирует с рассчитанным увеличением концентрации электронов в Г-долине. При концентрации Sb, существенно превышающей ее равновесную растворимость в Ge, на излучательные свойства слоев Ge:Sb, выращенных на различных подложках, начинают оказывать влияние дефекты, связанные с кластерами примесных атомов.

Финансирование работы

Работа выполнена частично в рамках государственного задания ИФМ РАН (тема № 0035-2014-0201), при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 16-29-14056-офи_м и № 18-02-00771). Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП ИФМ РАН.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] J. Liu, X. Sun, D. Pan, X. Wang, L.C. Kimerling, T.L. Koch, J. Michel. *Opt. Express*, **15**, 11272 (2007).
- [2] J. Liu, X. Sun, R. Camacho-Aguilera, L.C. Kimerling, J. Michel. *Optics Lett.*, **33**, 679 (2010).

- [3] R.E. Camacho-Aguilera, Y. Cai, N. Patel, J.T. Bessette, M. Romagnoli, L.C. Kimerling, J. Michel. *Opt. Express*, **20**, 11316 (2012).
- [4] S. Saito, A.Z. Al-Attili, K. Oda, Y. Ishikawa. *Semicond. Sci. Technol.*, **31**, 043002 (2016).
- [5] S. Bao, D. Kim, C. Onwukaeme, S. Gupta, K. Saraswat, K.H. Lee, Y. Kim, D. Min, Y. Jung, H. Qiu, H. Wang, E.A. Fitzgerald, C.S. Tan, D. Nam. *Nature Commun.*, **8**, 1845 (2017).
- [6] L. Baldassarre, E. Sakat, J. Frigerio, A. Samarelli, K. Gallacher, E. Calandrini, G. Isella, D. Paul, M. Ortolani, P. Biagioni. *Nano Lett.*, **15**, 7225 (2015).
- [7] M.P. Fischer, Ch. Schmidt, E. Sakat, J. Stock, A. Samarelli, J. Frigerio, M. Ortolani, D.J. Paul, G. Isella, A. Leitenstorfer, P. Biagioni, D. Brida. *Phys. Rev. Lett.*, **117**, 047401 (2016).
- [8] J. Vanhellefont, E. Simoen. *Mater. Sci. Semicond. Proc.*, **15**, 642 (2012).
- [9] G. Grzybowski, R. Roucka, J. Mathews, L. Jiang, R.T. Beeler, J. Kouvetakis, J. Menendez. *Phys. Rev. B*, **84**, 205307 (2011).
- [10] M.R. Barget, M. Virgilio, G. Capellini, Y. Yamamoto, T. Schroeder. *J. Appl. Phys.*, **121**, 245701 (2017).
- [11] 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).
- [12] R. Geiger, J. Frigerio, M.J. Süess, D. Chrastina, G. Isella, R. Spolenak, J. Faist, H. Sigg. *Appl. Phys. Lett.*, **104**, 062106 (2014).
- [13] T. Arguirov, M. Kittler, N.V. Abrosimov. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **281**, 012021 (2011).
- [14] T. Arguirov, M. Kittler, M. Oehme, N.V. Abrosimov, O.F. Vyvenko, E. Kasper, J. Schulze. *Sol. St. Phenomena*, **205**, 383 (2014).
- [15] M. Virgilio, T. Schroeder, Y. Yamamoto, G. Capellini. *J. Appl. Phys.*, **118**, 233110 (2015).
- [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] L.H. Chan, E.I. Altman, Y. Liang. *J. Vac. Sci. Technol. A*, **19**, 976 (2001).
- [18] D.V. Yurasov, A.V. Antonov, M.N. Drozdov, V.B. Schmagin, K.E. Spirin, A.V. Novikov. *J. Appl. Phys.*, **118**, 145701 (2015).
- [19] C. Xu, C.L. Senaratne, J. Kouvetakis, J. Menendez. *Phys. Rev. B*, **93**, 041201(R) (2016).
- [20] E. Gaubas, J. Vanhellefont. *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 142106 (2006).
- [21] S.C. Jain, D.J. Roulston. *Solid State Electron.*, **34**, 453 (1991).

Редактор Л.В. Шаронова

Comparative analysis of luminescence properties of Ge:Sb layers grown on Ge(001) and Si(001) substrates

A.V. Novikov, D.V. Yurasov, N.A. Baidakova, P.A. Bushuykin, B.A. Andreev, P.A. Yunin, M.N. Drozdov, A.N. Yablonskiy, M.A. Kalinnikov, Z.F. Krasilnik

Institute for Physics of Microstructures,
Russian Academy of Sciences,
603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract Comparative studies of the luminescent properties of Sb doped Ge layers grown on Si(001) and Ge(001) substrates have been carried out. It is shown that in the Ge:Sb/Ge(001) layers, in contrast to the Ge:Sb layers grown on silicon, indirect optical transitions make a significant contribution to the photoluminescence signal. This fact is associated with a longer lifetime of charge carriers in homoepitaxial Ge:Sb/Ge structures due to the absence of crystal lattice defects associated with relaxation of elastic strain. It is shown that the significant increase in the contribution of direct optical transitions to the total photoluminescence signal observed at higher doping levels of the Ge:Sb/Ge(001) layers is caused by an increase in the population of electronic states in the Γ valley. The luminescent properties of the Ge:Sb/Ge(001) and Ge:Sb/Si(001) layers with Sb concentration significantly exceeding its equilibrium solubility are strongly affected by the nonradiative recombination centers, which may be clusters of impurity atoms.