

Формирование центров фотолюминесценции при отжиге слоев SiO_2 , имплантированных ионами Ge

© Г.А. Качурин[¶], Л. Реболе*, И.Е. Тыщенко, В.А. Володин, М. Фёльсков*, В. Скорупа*, Х. Фрёб[†]

Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

* Исследовательский центр Россендорф,
D-01314 Дрезден, ФРГ

[†] Дрезденский технический университет,
D-01062 Дрезден, ФРГ

(Получена 17 декабря 1998 г. Принята к печати 8 июня 1999 г.)

Методами фотолюминесценции, комбинационного рассеяния и спектроскопии обратного рассеяния α -частиц исследовано формирование центров видимого рекомбинационного излучения при отжиге слоев SiO_2 , имплантированных ионами Ge. Обнаружено, что обусловленные Ge центры формируются сразу после имплантации, а с повышением температуры отжига до 800°C проявляются стадии роста и спада интенсивности полос фотолюминесценции. Диффузионное перераспределение атомов Ge наблюдалось только после 1000°C и сопровождалось формированием германиевых нанокристаллов. Это, однако, не приводило к появлению интенсивной фотолюминесценции в отличие от прошедших аналогичную обработку слоев SiO_2 с избытком Si. Считается, что до начала диффузии Ge формирование центров фотолюминесценции происходит путем замыкания прямых связей между близкими избыточными атомами, что дает доминирующую фиолетовую полосу (аналогичную фотолюминесценции вакансий O в SiO_2) и слабое длинноволновое свечение различных комплексов Ge. Последующее образование центров фотолюминесценции с $\lambda_m \sim 570$ нм при отжиге ниже 800°C объяснено стягиванием связанных атомов Ge в компактные некристаллические преципитаты. Отсутствие после высокотемпературных отжигов сильной фотолюминесценции обусловлено несовершенством границ раздела между сформировавшимися нанокристаллами Ge и матрицей SiO_2 .

Введение

Для кремниевой микроэлектроники создание эффективных излучателей света имело бы исключительно большое значение, поскольку позволило бы интегрировать схемы электрической и оптической обработки информации. В последние годы наметилась перспектива решения этой проблемы — использование квантово-размерных эффектов в нанокристаллах Si. Интенсивное излучение у границы красной и ИК области было получено после высокотемпературных отжигов слоев SiO_2 , содержавших избыточный Si [1–6]. Одновременно с появлением интенсивной фотолюминесценции (ФЛ) наблюдалось образование кремниевых нанокристаллов, что позволило связать ФЛ с квантово-размерным эффектом, хотя детальный механизм излучения до конца пока не ясен. Интерес привлекал и другой непрямозонный полупроводник IV группы — Ge. Нанокристаллы Ge в слоях SiO_2 из-за большого радиуса экситона в германии должны проявлять ФЛ с большим голубым сдвигом [7]. Однако здесь данные о корреляции между формированием нанокристаллов и центров интенсивной ФЛ весьма противоречивы. В ранней работе [7] сообщалось, что в слоях SiO_2 с Ge после отжига 800°C появляются кристаллиты с размерами около 6 нм и широкая полоса ФЛ с максимумом $\lambda_m = 570$ нм. Авторы [8] отжигали SiO_2 с Ge при температурах от 300 до 800°C и отметили рост размеров кристаллитов Ge от ≤ 4 до > 14 нм. Преципитаты размерами < 4 нм не имели алмазной

структуры, но именно они после нагревов 300°C были ответственны за ФЛ с $\lambda_m \cong 540$ нм. В работе [9] было отмечено, что при температурах отжига T_a менее 800°C в SiO_2 присутствуют мелкие некристаллические преципитаты Ge. Их число растет с ростом T_a , и только к 800°C они превращаются в нанокристаллы. Именно с Ge-кластерами размером ≤ 2 нм, а не с нанокристаллами связывалась красная ФЛ в статье [10]. В то же время в ряде исследований [11–13] источником ФЛ в диапазоне 500 – 800 нм считались германиевые нанокристаллы и оценивалось возможное влияние их размеров на излучение. Между тем в [14] такой связи между ФЛ в диапазоне 600 – 800 нм и размерами нанокристаллов Ge не обнаружено. В работе [15] наблюдалась фиолетовая полоса, приписываемая дефектам на границе германиевых нанокристаллов с матрицей. Ни в одной из цитированных работ нет указаний, что высокотемпературные отжиги слоев SiO_2 с Ge приводят к появлению интенсивной ФЛ, что характерно для SiO_2 , имплантированного ионами кремния.

Таким образом, к настоящему времени остается открытым вопрос не только о связи ФЛ с нанокристаллами Ge, но и о процессе формирования центров ФЛ при отжиге. В частности, принципиально важно определить, происходит ли по аналогии с Si в SiO_2 образование на определенной стадии отжига нанокристаллов Ge, сопровождающееся появлением ФЛ большой интенсивности. Для выяснения поставленных вопросов в данной работе были проведены изохронные отжиги слоев SiO_2 , имплантированных ионами Ge, при параллельном контроле за спектрами ФЛ во всем видимом диапазоне и за

[¶] E-mail: kachurin@isp.nsc.ru

преципитацией Ge. Для сравнения в тех же условиях отжигались слои SiO_2 , имплантированные кремнием до тех же уровней легирования. Режимы возбуждения и регистрации ФЛ для всех образцов были одинаковыми.

Методика

Слои SiO_2 толщиной 500 нм были выращены термически на $\text{Si}(100)$. Для получения широкого имплантированного слоя ионы Ge^+ внедрялись вначале с энергией 450 кэВ, дозой $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, а затем с энергией 230 кэВ, дозой $1.8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Для получения соответствующего распределения в образцах сравнения ионы Si^+ имплантировали с энергией 200 кэВ, дозой $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, а затем 100 кэВ, дозой $1.8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. В дальнейшем для краткости будем именовать их слоями $\text{SiO}_2:\text{Ge}$ и $\text{SiO}_2:\text{Si}$ соответственно. Отжиги проводили в атмосфере N_2 по 30 мин с шагом 200°C , в интервале $400 \div 1200^\circ\text{C}$. Спектры ФЛ снимали при комнатной температуре при фиксированном уровне возбуждения излучением с $\lambda_e = 250 \text{ нм}$. При комнатной температуре были сняты также спектры возбуждения ФЛ. На приводимых спектрах ФЛ интенсивности даны в одних и тех же единицах, что позволяет проводить сравнения. Возможности диффузии атомов Ge в функции T_a оценивались из данных резерфордского обратного рассеяния ионов He^+ с энергией 1.5 МэВ. Чувствительность методики по германию составляла около 10^{19} см^{-3} , а разрешение по глубине $\sim 10 \text{ нм}$. За появлением нанокристаллов Ge при росте T_a следили по комбинационному рассеянию света, возбуждаемому при 20°C излучением 488 нм аргонового лазера и регистрируемому фотоумножителем в режиме счета фотонов. Использовалась геометрия квазиобратного рассеяния $Z(XY)Z$, где оси X, Y и Z соответствуют кристаллографическим направлениям (100), (010) и (001). Выбор геометрии обусловлен необходимостью избавиться от сигнала $\text{Si}(100)$ подложки, вызванного двухфононным рассеянием на поперечных акустических фононах в кристаллическом кремнии.

Результаты экспериментов

Изменение спектров ФЛ слоев $\text{SiO}_2:\text{Ge}$ в диапазоне $\lambda_m = 300 \div 800 \text{ нм}$ при последовательном повышении T_a от 400 до 1200°C показано на рис. 1. Обращает на себя внимание следующее. Еще до отжига в слоях формируются центры люминесценции, максимум интенсивности которой лежит вблизи 400 нм. Слабая ФЛ прослеживается и в более длинноволновой области, которая в крупном масштабе дана на врезке рис. 1. Отжиг протекает в несколько стадий. Вначале ($T_a < 600^\circ\text{C}$) интенсивность ФЛ растет как в области максимума, так и в длинноволновой части спектра. При $T_a = 600^\circ\text{C}$ фиолетовая полоса с $\lambda_m \sim 400 \text{ нм}$ еще продолжает расти, но интенсивность длинноволнового края слабеет с одновременным образованием желтого пика. После $T_a = 800^\circ\text{C}$

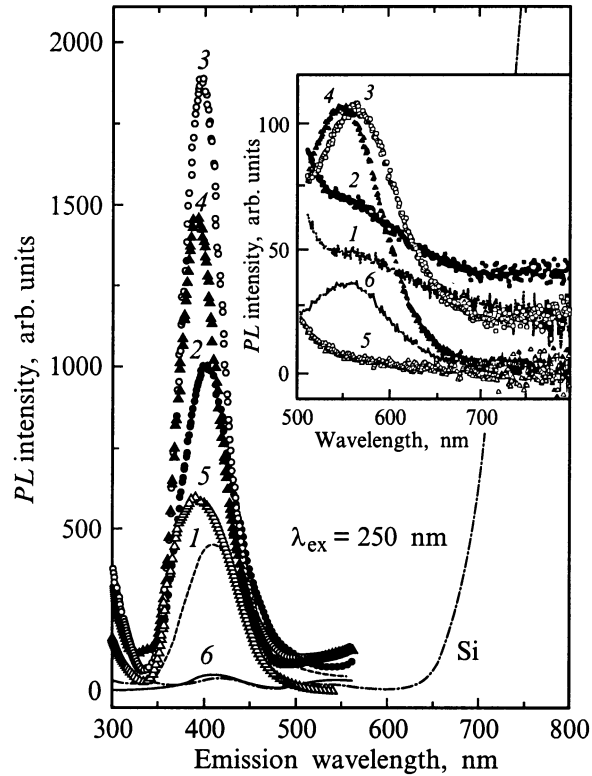


Рис. 1. Изменение спектров ФЛ слоев $\text{SiO}_2:\text{Ge}$ при изохронном (30 мин) отжиге. $T_a, ^\circ\text{C}$: 1 — до отжига, 2 — 400, 3 — 600, 4 — 800, 5 — 1000, 6 — 1200. Врезка — длинноволновая часть спектров. Приведен также спектр для $\text{SiO}_2:\text{Si}$ после отжига при 1200°C (штрихпунктир).

пик становится более выраженным с максимумом при $\lambda_m \sim 570 \text{ нм}$. Интенсивность фиолетовой полосы при этом существенно снижается. Следующая характерная стадия отжига — $T_a = 1000^\circ\text{C}$. Здесь длинноволновая ФЛ практически исчезает при продолжающемся ослаблении фиолетовой. Наконец, после $T_a = 1200^\circ\text{C}$ появляется весьма слабый желтый пик с $\lambda_m \sim 570 \text{ нм}$. Этим слой $\text{SiO}_2:\text{Ge}$ коренным образом отличаются от образцов сравнения $\text{SiO}_2:\text{Si}$, где после 1200°C наблюдалось формирование очень сильной полосы ФЛ с максимумом вблизи 830 нм (см. рис. 1), существенно превосходившей по интенсивности все остальные пики. Именно подобные полосы связывались ранее с кремниевыми нанокристаллами [1–6].

На рис. 2 показаны в сравнении спектры возбуждения ФЛ в слоях $\text{SiO}_2:\text{Ge}$ и $\text{SiO}_2:\text{Si}$ на длинах волн эмиссии ~ 400 и $\sim 460 \text{ нм}$ соответственно. Обращает на себя внимание, во-первых, сходство в поведении при отжиге между системами $\text{SiO}_2:\text{Ge}$ и $\text{SiO}_2:\text{Si}$, а во-вторых, корреляция между изменениями интенсивности излучения (рис. 1) и затратами на его возбуждение (рис. 2). Первая из особенностей указывает на однотипность процессов при отжиге слоев, имплантированных Ge и Si. Вторая свидетельствует в пользу того, что в процессе отжига идет именно формирование и трансформация центров

ФЛ, а не появление или исчезновение каких-то конкурирующих (например, безызлучательных) центров рекомбинации. Максимум возбуждения наблюдается после отжига 400–600°C, а уже после 800°C виден спад, и к 1000–1200°C коротковолновые полосы в обеих системах практически не возбуждаются.

О диффузии Ge в SiO_2 при нагревах можно судить по данным обратного рассеяния α -частиц (рис. 3). Каналы, соответствующие рассеянию от внутренней и наружной границ аморфного слоя SiO_2 , отмечены на рис. 3

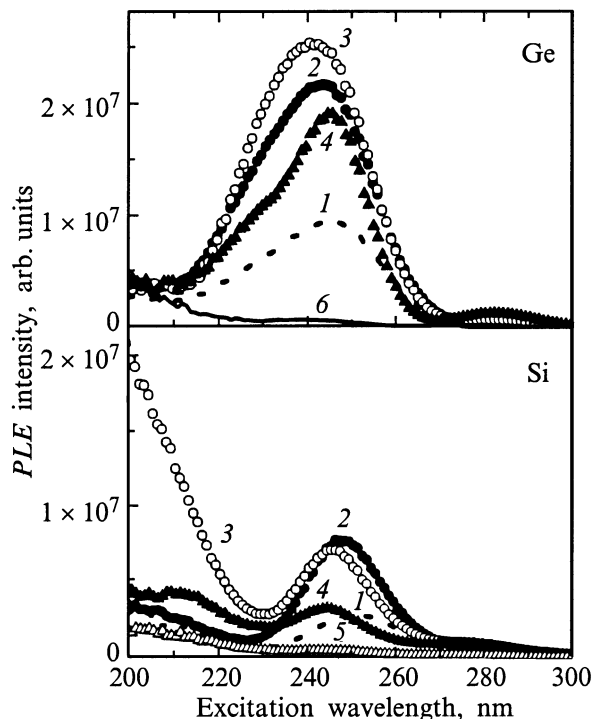


Рис. 2. Спектры возбуждения фиолетовой ФЛ для Ge и синей для Si до (1) и после отжига при T_a , °C: 2 — 400, 3 — 600, 4 — 800, 5 — 1000, 6 — 1200.

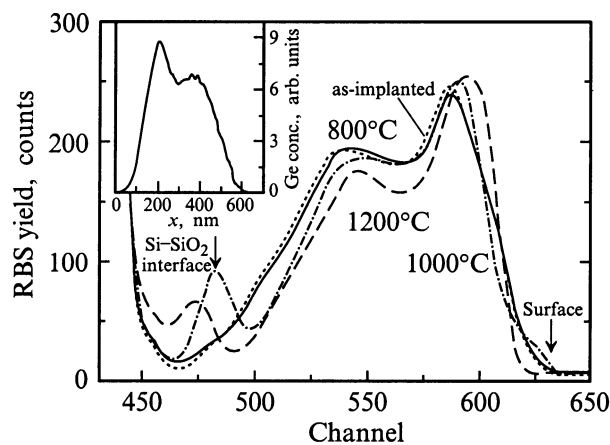


Рис. 3. Спектры обратного рассеяния ионов He^+ от слоев SiO_2 :Ge до и после отжига при 800, 1000 и 1200°C. На врезке — расчетное распределение Ge по глубине согласно TRIM-95.

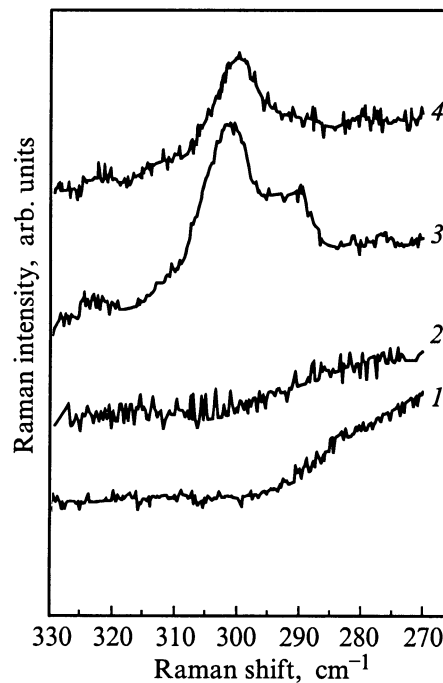


Рис. 4. Комбинационное рассеяние света слоями SiO_2 :Ge сразу после имплантации (1) и после отжига при T_a , °C: 2 — 900, 3 — 1000, 4 — 1200.

стрелками, чтобы задать масштаб по глубине. Начальное распределение Ge близко к расчетному (см. врезку на рис. 3). Хотя ФЛ, по данным рис. 1 и 2, до 800°C успевает пройти стадии роста и спада, никакого перераспределения Ge при $T_a < 1000^\circ\text{C}$ не обнаружено. При $T_a = 1000^\circ\text{C}$ в центральной части слоя SiO_2 профиль почти не изменяется, но на границе Si– SiO_2 происходит накопление примеси, свидетельствующее о ее заметной диффузии. После отжига при $T_a = 1200^\circ\text{C}$ явные изменения происходят и в центральной части (рис. 3). Вблизи абсолютного концентрационного максимума на глубине ~ 200 нм германий накапливается, что говорит о преобладании там устойчивых стоков. Область между пиками обедняется, и они становятся более выраженными. Заметно обедняется примесью также приповерхностный слой, а уменьшение накопления Ge на границе Si– SiO_2 сопровождается его диффузией в подложку Si.

Исследования комбинационного рассеяния (рис. 4) показали, что вплоть до $T_a = 900^\circ\text{C}$ характерный для кристаллического Ge пик в районе 300 см^{-1} не формируется. Но при повышении T_a до 1000°C он возникает, причем его положение практически соответствует объемному материалу. Наряду с появлением выраженного пика 300 см^{-1} при увеличении T_a от 900 до 1000°C появляется плечо в интервале волновых чисел $300\text{--}270\text{ см}^{-1}$, включающее в себя линию 280 см^{-1} от аморфного германия. Особенно заметен выступ в области $285 \div 295\text{ см}^{-1}$. Низкочастотное плечо существенно ослабляется после отжига 1200°C , хотя на пределе чувствительности установки слабое рассеяние аморфным Ge в районе 280 см^{-1} еще заметно.

Обсуждение результатов

Из представленных результатов следует, что при отжиге слоев $\text{SiO}_2:\text{Ge}$ центры ФЛ образуются уже на ранних стадиях распада пересыщенного твердого раствора задолго до диффузионного перераспределения Ge и без образования нанокристаллов. Поскольку системы $\text{SiO}_2:\text{Ge}$ и $\text{SiO}_2:\text{Si}$ во многом подобны и, как показывает эксперимент, протекающие в них процессы имеют ряд общих черт, механизм образования центров ФЛ здесь, видимо, одинаков. Основываясь на результатах работ [16–21], можно утверждать, что фиолетовая и синяя полосы есть результат прямого взаимодействия избыточных атомов IV группы с образованием связей типа Si–Si, Ge–Ge или Ge–Si. Такие связи аналогичны вакансиям O в SiO_2 , энергии поглощения и излучения которых хорошо известны. В системе $\text{SiO}_2:\text{Si}$ это соответственно 5 и 2.7 эВ [18,19], а в $\text{SiO}_2:\text{Ge}$ — 5 и 3.1 эВ [20,21]. Эти данные соответствуют параметрам наблюдавшихся нами синей и фиолетовой полос (рис. 1 и 2). В отсутствие диффузии массового образования подобных “вакансионных” пар можно ожидать в том случае, когда среднее расстояние между внедренными атомами станет < 1 нм. Содержание Ge в SiO_2 отвечало у нас этому условию, поэтому центры фиолетовой ФЛ могли формироваться еще до отжига. Слабые нагревы способствовали вытеснению Ge из окисла, чем объясняется первоначальный рост излучения и возбуждения коротковолновой ФЛ (рис. 1 и 2). Появление и начальный рост слабой длинноволновой ФЛ (см. врезку на рис. 1) естественно связать с формированием более сложных выделений Ge. Она не вызвана радиационными нарушениями в окисле [17]. Поскольку центры образуются задолго до начала диффузии германия, они формируются, скорее всего, посредством замыкания связей внутри групп близких вытесняемых атомов и представляют собой цепочки и ветвящиеся кластеры.

Центры желтой ФЛ образуются при $T_a \cong 600 \div 800^\circ\text{C}$ в отсутствие диффузионного перераспределения германия. Заметная диффузия атомов Ge в SiO_2 наблюдалась нами при тех же температурах, что и атомов Si в работе [22]. Если воспользоваться данными [22], то при $600\text{--}800^\circ\text{C}$ диффузионное смещение Ge должно составить 0.03–0.3 нм. Для диффузионно-контролируемого роста выделений этого мало, но движение Ge в масштабах межатомных расстояний уже возможно. Мы полагаем, что в данном интервале T_a германиевые ветвящиеся кластеры стягиваются в компактные некристаллические нанопреципитаты [5,6]. В пользу подобного предположения говорит то, что формирование пика вблизи $\lambda_m = 570$ нм сопровождается падением ФЛ в более длинноволновой области. Против диффузионно-контролируемого роста Ge преципитатов и в пользу механизма стягивания свидетельствует также то обстоятельство, что в ряде работ распределения преципитатов по размерам не соответствовали расчетам по Лифшицу–Слезову [23]. Согласно [23], при диффузионно-контролируемом росте распределения

должны круто обрываться для размеров частиц выше среднего. Реально же после $T_a < 800^\circ\text{C}$ многие авторы наблюдали распределения со значительным количеством крупных преципитатов [8,9,24]. Такое возможно, если преципитаты формируются путем образования вначале ветвящихся кластеров с последующим стягиванием их в более плотные частицы.

Формирование нанокристаллов Ge при $T_a \sim 1000^\circ\text{C}$ сопровождалось исчезновением желтой ФЛ и явной диффузией атомов Ge к стокам (рис. 1 и 3). Оба факта находят простое объяснение в предположении, что центры с $\lambda_m \sim 570$ нм были предшественниками нанокристаллов и кристаллизации способствовало оствальдовское созревание. О последнем свидетельствует характер перераспределения Ge после высокотемпературных отжигов. Он покидает те области, где его концентрация была ниже и где было меньше шансов образования устойчивых преципитатов. Зато в максимуме концентрации германий накапливается (рис. 3). Заметный рост средних размеров выделений Ge при отжиге отмечался в [8,12,24]. Как видно из рис. 3, сравнительно небольшие различия в начальных концентрациях Ge на глубинах $\sim 200\text{--}400$ нм существенным образом влияют на судьбу преципитатов при отжиге. Это хорошо согласуется с изложенными выше представлениями о высокой критичности зарождения центров ФЛ к начальной концентрации германия.

Отсутствие после высокотемпературных отжигов интенсивной ФЛ в SiO_2 с образовавшимися нанокристаллами Ge связано, по-видимому, с границей Ge– SiO_2 . Ранее при анализе ФЛ в нанокристаллах Si неоднократно подчеркивалась важная роль их границы с матрицей [1,4,6]. Естественно предположить, что совершенная граница Si– SiO_2 отвечает требованиям эффективной ФЛ, а граница Ge– SiO_2 — нет. Присутствие в спектрах комбинационного рассеяния после 1000°C низкочастотного плеча наряду с сигналом от кристаллического Ge (рис. 4) как раз говорит о релаксации атомов Ge вблизи границы кристаллитов [25,26]. С другой стороны, оно может быть следствием одновременного существования мелких аморфных и более крупных кристаллических нанопреципитатов. С ростом T_a до 1200°C благодаря оствальдовскому созреванию средние размеры частиц растут и поверхностный вклад ослабевает (рис. 4). В крупных кристаллитах видимая ФЛ, однако, невозможна из-за снятия размерных ограничений. В остающихся после отжига 1200°C мелких преципитатах граница Ge– SiO_2 улучшится, но в них не может сохраняться кристаллическость вследствие дестабилизирующего влияния поверхности [27]. О появлении длинноволновой ФЛ после высокотемпературного отжига сообщалось также в [28], причем ее интенсивность была в несколько десятков раз слабее фиолетовой. Мы полагаем, что слабая ФЛ вблизи 570 нм после 1200°C связана с мелкими некристаллическими германиевыми выделениями. Одинакова ли природа центров желтой ФЛ после отжигов 800 и 1200°C , сказать пока трудно.

Заключение

При имплантации больших доз ионов Ge в SiO₂ центры видимой ФЛ формируются еще до отжига, причем доминирует фиолетовая полоса с $\lambda_m \sim 400$ нм. Эволюции спектров ФЛ и возбуждения ФЛ при отжиге подобны их изменениям для системы SiO₂:Si и наблюдаются задолго до температур диффузионного перераспределения Ge. Это позволяет считать, что и в случае имплантации Ge формирование первичных центров ФЛ при низких T_a происходит путем образования вначале прямых связей между соседними избыточными атомами (т.е. кислородных вакансий, полоса с $\lambda_m \sim 400$ нм) и с развитием кластеров, дающих широкий спектр слабой ФЛ. Его трансформация в полосу с $\lambda_m \sim 570$ нм при отжиге до $\sim 800^\circ\text{C}$ объясняется не диффузионно-контролируемым ростом выделений, а стягиванием разветвленных кластеров в компактные некристаллические преципитаты Ge. Диффузионное перераспределение Ge становится заметным лишь при увеличении T_a до $\sim 1000^\circ\text{C}$, и только тогда формируются германиевые нанокристаллы. Их образование в отличие от кремниевых не сопровождается появлением сильной ФЛ, вызываемой размерными ограничениями. Ее отсутствие обусловлено, по-видимому, несовершенством границы раздела Ge–SiO₂.

Список литературы

- [1] T. Shimizu-Iwayama, K. Fujita, S. Nakao, K. Saitoh, T. Fujita, N. Itoh. *J. Appl. Phys.*, **75**, 7779 (1994).
- [2] H.A. Atwater, K.V. Shcheglov, S.S. Wong, K.J. Vahala, R.C. Flagan, M.I. Brongersma, A. Polman. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **316**, 409 (1994).
- [3] P. Mutti, G. Ghisloti, S. Bertoni, Z. Bonoldi, G.F. Cerofolini, Z. Meda, E. Grilli, M. Guzzi. *Appl. Phys. Lett.*, **66**, 851 (1995).
- [4] T. Shimizu-Iwayama, Y. Terao, A. Kamiya, M. Takeda, S. Nakao. *Nucl. Instr. Meth. B*, **112**, 214 (1996).
- [5] G.A. Kachurin, I.E. Tyschenko, K.S. Zhuravlev, N.A. Pazdnikov, V.A. Volodin, A.K. Gutakovskiy, A.F. Leier, W. Skorupa, R.A. Yankov. *Nucl. Instr. Meth. B*, **122**, 571 (1997).
- [6] Г.А. Качурин, И.Е. Тыщенко, И. Скорупа, Р.А. Янков, К.С. Журавлев, Н.А. Паздников, В.А. Володин, А.К. Гутаковский, А.Ф. Лейер. *ФТП*, **31**, 730 (1997).
- [7] Y. Maeda, N. Tsukamoto, Y. Yazawa, Y. Kanemitsu, Y. Masumoto. *Appl. Phys. Lett.*, **59**, 3168 (1991).
- [8] Y. Kanemitsu, H. Uto, Y. Masumoto, Y. Maeda. *Appl. Phys. Lett.*, **61**, 2187 (1992).
- [9] M. Fujii, S. Hayashi, K. Yamamoto. *Japan. J. Appl. Phys.*, **30**, 687 (1991).
- [10] S. Hayashi, J. Kanazawa, M. Kataoka, T. Nagareda, K. Yamamoto. *Z. Phys. D*, **26**, 144 (1993).
- [11] J. Maeda. *Phys. Rev. B*, **51**, 1658 (1995).
- [12] C.M. Yang, K.V. Shcheglov, K.J. Vahala, H.A. Atwater. *Nucl. Instr. Meth. B*, **106**, 433 (1995).
- [13] A.K. Dutta. *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 1189 (1996).
- [14] K.S. Min, K.V. Shcheglov, C.M. Yang, H.A. Atwater, M.L. Brongersma, A. Polman. *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 2511 (1996).
- [15] M. Zacharias, P.M. Fauchet. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 380 (1997).

- [16] L.-S. Liao, X.-M. Bao, X.-Q. Zheng, N.-S. Li, N.-B. Min. *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 850 (1996).
- [17] Г.А. Качурин, Л. Реболе, И. Скорупа, Р.А. Янков, И.Е. Тыщенко, Х. Фрѐб, Т. Бѐме, Л. Лео. *ФТП*, **32**, 439 (1998).
- [18] R. Tohmon, J. Shimogaichi, H. Mizuno, J. Ohki. *Phys. Rev. Lett.*, **62**, 1388 (1989).
- [19] H. Nishikawa, T. Shiroyama, R. Nakamura, L. Ohki, K. Nagasawa, J. Hama. *Phys. Rev. B*, **45**, 586 (1992).
- [20] H. Hosono, Y. Abe, D.L. Kinser, R.A. Weeks, K. Muta, H. Kawazoe. *Phys. Rev. B*, **46**, 11445 (1992).
- [21] M. Gallagher, U. Osterberg. *Appl. Phys. Lett.*, **63**, 2987 (1993).
- [22] L.A. Nesbit. *Appl. Phys. Lett.*, **46**, 38 (1985).
- [23] И.М. Лифшиц, В.В. Слезов. *ЖЭТФ*, **35**, 479 (1958).
- [24] J.G. Zhu, C.W. White, L.D. Budai, S.P. Withrow, L. Chen. *J. Appl. Phys.*, **76**, 4386 (1995).
- [25] S. Hayashi, M. Ito, H. Kanamori. *Sol. St. Commun.*, **44**, 75 (1983).
- [26] В.А. Гайслер, И.Г. Неизвестный, М.П. Синюков, А.Б. Талочкин. *Письма ЖЭТФ*, **45**, 347 (1987).
- [27] Z. Iqbal, S. Veprek, A.P. Webb, P. Capezutto. *Sol. St. Commun.*, **37**, 993 (1981).
- [28] J.-Y. Zhang, X.-L. Wu, X.-M. Bao. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 2505 (1997).

Редактор В.В. Чалдышев

Photoluminescence centers formation at annealing of Ge ion implanted SiO₂ layers

G.A. Kachurin, L. Rebohle*, I.E. Tyschenko, V.A. Volodin, M. Foelskow, W. Skorupa*, H. Froeb†

Institute of Semiconductor Physics Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia

* Rossendorf Research Center, D-01314 Dresden, Germany

† Technical University of Dresden, D-01062 Dresden, Germany

Abstract Photoluminescence (PL), Raman spectroscopy and Rutherford back-scattering spectroscopy of α -particles were used to study the formation of light emitting centers in Ge ion implanted SiO₂ layers. The PL centers were found to form in the as-implanted layers, while during the low temperature annealing under 800°C the increase and decrease in the intensities of the PL bands were observed. At the same time, the diffusion of Ge atoms in SiO₂ was revealed only at the temperatures of 1000°C and higher. These high-temperature annealings led to formation of Ge nanocrystals, which, contrary to the Si ones, did not emit strong PL. The formation of PL centers at the low-temperature annealings is ascribed not to the diffusion-limited grain growth, but to the direct bonding of the close atoms segregated from SiO₂. A pair of the bonded atoms represents the oxygen vacancy and gives strong violet light, while the clusters of Ge atoms are believed to be responsible for the weak longwavelength emission. The absence of the intense PL from Ge nanocrystals after the high-temperature annealing is connected with the non-perfect Ge nanocrystal–SiO₂ interface.