

Влияние дозы и режима отжига на формирование центров люминесценции в SiO₂, имплантированном ионами Si

© Г.А. Качурин, А.Ф. Лейер, К.С. Журавлев, И.Е. Тыщенко, А.К. Гутаковский, В.А. Володин, В. Скорупа*, Р.А. Янков*

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

* Исследовательский центр Россендорф,

Д-01314 Дрезден, Германия

(Получена 27 ноября 1997 г. Принята к печати 27 апреля 1998 г.)

Исследованы спектры фотолюминесценции слоев SiO₂, имплантированных суммарными дозами $1.6 \cdot 10^{16}$, $4 \cdot 10^{16}$ и $1.6 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ионов Si и затем отожженных в стационарном (30 мин) и импульсном (1 с и 20 мс) режимах. Структурные изменения контролировались высокоразрешающей электронной микроскопией и комбинационным рассеянием. Обнаружено, что при снижении дозы с $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ до $1.6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ перестают формироваться центры слабой фотолюминесценции видимого диапазона, а также теряется возможность сформировать последующими отжигами нанокристаллы Si и получить сильную фотолюминесценцию в красной–ИК области. Отжигу после больших доз присущи стадии роста фотолюминесценции (до -700°C), ее гашения при $800 \div 900^\circ\text{C}$ и возникновения очень интенсивной полосы фотолюминесценции вблизи 820 нм (более 900°C). Последней стадии соответствует появление нанокристаллов Si. Дозовая зависимость объяснена потерей возможности вытесняемых из SiO₂ избыточных атомов Si взаимодействовать между собой с образованием перколяционных кластеров. Особенности отжигов обусловлены при слабых нагревах доминированием перколяционных кластеров Si, а выше $\sim 700^\circ\text{C}$ — трансформацией этих кластеров в фазовые выделения, не дающие фотолюминесценции. При температуре выше 900°C образующиеся нанокристаллы Si дают интенсивную полосу фотолюминесценции благодаря квантово-размерному эффекту. Различие в скоростях перколяции и превращения кластеров в фазовые выделения влияет на преципитацию кремния при комбинированных отжигках.

Введение

Интерес к созданию светоизлучающих элементов на основе кремния диктуется потребностями интегральной микрооптоэлектроники. Вследствие ряда физических причин излучательная рекомбинация в Si крайне затруднена, что существенно ограничивало его применение в оптических элементах и схемах. Лишь в последние годы намечился реальный путь решения этой проблемы — использование квантово-размерных эффектов в кремниевых наноструктурах. Вначале в пористом кремнии, а затем в слоях SiO₂ с избыточным Si удалось достичь эффективной излучательной рекомбинации при комнатной температуре в видимой (или ближней инфракрасной (ИК)) области. Особенно перспективно создание подобных наноструктур ионной имплантацией [1–9]. Вместе с тем причины появления интенсивного излучения все еще до конца не поняты и природа центров излучательной рекомбинации остается предметом дискуссий [10,11]. Чаще всего альтернативными источниками эмиссии называют несовершенства в SiO₂. Такие утверждения не лишены основания, поскольку неоднократно наблюдалось появление полос люминесценции без дополнительных отжигов, падение интенсивности свечения с нагревом, усиление свечения при внедрении ионов инертных газов и его зависимость от условий отжига [2,9,12–16]. В работах [6,7] изменения интенсивности и длины волны излучения в зависимости от условий обработки имплантированных слоев связывали не с дефектами, а с особенностями выделения избыточного Si из SiO₂. Пред-

ложенная схема развития процессов в целом объясняла имевшийся экспериментальный материал. Однако для более глубокого их понимания необходимо было исследовать зависимости люминесценции от дозы ионов и от режимов отжига. Этому посвящена настоящая работа.

Методика

Ионы Si⁺ с энергиями 200 и 100 кэВ внедрялись в термически выращенные пленки SiO₂ толщиной 500 нм. Имплантация двумя энергиями проводилась для получения слоя с относительно равномерным распределением избыточного Si. Для этого в соответствии с расчетами по программе TRIM соотношение доз на большой и малой энергиях бралось как 1:0.6. Использовались три суммарные дозы — $1.6 \cdot 10^{17}$, $4 \cdot 10^{16}$ и $1.6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, которые в дальнейшем будут именоваться, соответственно, большой, средней и малой. Постимплантационные отжиги проводились как в печи последовательно по 30 мин в интервале температур $T_a = 400 \div 1150^\circ\text{C}$, так и под импульсными лампами с длительным нагревом 1 с и 20 мс. Спектры фотолюминесценции (ФЛ) в интервале длин волн $\lambda = 550 \div 950 \text{ нм}$ снимались в одинаковых условиях регистрации при 20°C с фиксированным по мощности возбуждением аргоновым лазером ($\lambda = 488 \text{ нм}$). Аг-лазер был использован также в измерениях комбинационного рассеяния света. Высокорастворяющая электронная микроскопия (HREM) осуществлена на микроскопе JEM-4000 EX.

Результаты

Уменьшение суммарной дозы ионов Si в пределах одного порядка коренным образом повлияло на ФЛ. Для большой дозы уже после минимальных отжигов появлялось заметное свечение во всем исследованном спектральном диапазоне (рис. 1). Для средней и малой доз сигнал был на уровне фона. Дальнейший рост T_a привел к существенно различным результатам. После большой дозы четко проявились 3 стадии изменения ФЛ. До 700°C она росла на всех длинах волн с сохранением общего максимума вблизи $\lambda = 800\text{ нм}$. В интервале $T_a = 800 \div 900^\circ\text{C}$ эмиссия падала почти до нуля. С увеличением T_a до 1000 и 1150°C наблюдалось повторное и очень резкое усиление ФЛ с образованием выраженной интенсивной полосы в красной-ИК области ($\lambda_{\text{max}} = 820\text{ нм}$). После средней дозы первые две стадии практически не проявились и до $T_a = 1000^\circ\text{C}$ свечение было крайне слабым. Его спектры после $T_a = 600 \div 900^\circ\text{C}$ были близки к спектру 1 на рис. 1, *b*. Формирование очень интенсивной полосы наблюдалось лишь при повышении T_a до 1150°C . Как видно из рис. 1, здесь в более явной форме, чем после большой дозы, проявляется ее сложный состав. По сравнению с большой дозой интенсивность ее коротковолнового края (например, на $\lambda = 700\text{ нм}$) возрастает, а длинноволнового края ($\lambda = 900\text{ нм}$) — уменьшается. После внедрения малой дозы получить интенсивную эмиссию не удастся никакими отжигами. Замечен лишь некоторый рост желто-оранжевого свечения после 1000°C , но и оно исчезало при $T_a = 1150^\circ\text{C}$ (см. рис. 2, *c*).

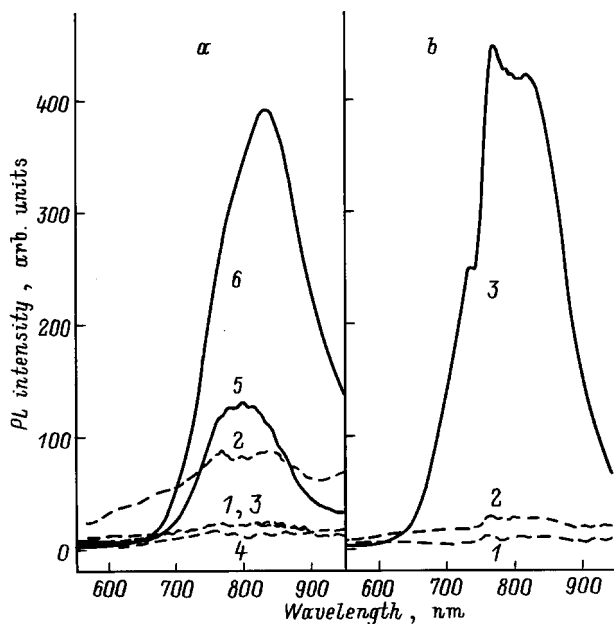


Рис. 1. Изменение спектров ФЛ с ростом T_a после имплантации большой (*a*) и средней (*b*) доз ионов Si. Температуры 30-минутного отжига, T_a , $^\circ\text{C}$: *a*) 1 — 600, 2 — 700, 3 — 800, 4 — 900, 5 — 1000, 6 — 1150; *b*) 1 — 400, 2 — 1000, 3 — 1150. В пунктирных кривых ординаты увеличены в 3 раза.

Ранее было обнаружено [7,8], что при отжиге нанокристаллы Si успевают образоваться за очень короткие времена, когда обычной длины диффузии атомов Si и SiO_2 недостаточно для их стока на центры роста. Поэтому интересно было проверить, будут ли формироваться нанокристаллы импульсными нагревами, если дозы имплантации снизить. Оказалось, что интенсивная ИК полоса под действием коротких тепловых импульсов формируется только после большой дозы (рис. 2). После малой и средней доз ни на 20 мс, ни за 1 с подобная полоса не возникает. Послеимпульсный доотжиг образцов в печи дал следующее. В случае имплантации малой дозы предварительный тепловой импульс, не приводивший сам по себе ни к каким изменениям в спектре ФЛ (рис. 2, *c*, кривая 1), способствовал при печном доотжиге при 1000°C формированию центров ФЛ, в особенности в оранжевой области (рис. 2, *c*, ср. кривые 2 и 4). Правда, свечение было слабым и исчезало при увеличении температуры доотжига до 1150°C (рис. 2, *c*, кривая 3). После средней дозы 30-минутные доотжиги уже приводили к появлению выраженной полосы ФЛ вблизи 800 нм (рис. 2, *b*). Интенсивность ее была высокой, но все же ниже, чем дает один отжиг в печи при 1150°C . С другой стороны, предварительные импульсные нагревы явно способствовали ее более раннему формированию. Как видно из сравнения рис. 1, *b* и 2, *b*, один печной отжиг при $T_a \leq 1000^\circ\text{C}$ фактически ничего не дает. Если же был использован предварительный импульсный нагрев, то полоса начинает формироваться уже после $T_a = 900^\circ\text{C}$, а после 1000°C она уже достаточно интенсивна.

Результаты послеимпульсного доотжига образцов, имплантированных большой дозой, представлены на рис. 2, *a* и 3. В этих образцах центры интенсивной ФЛ формируются за 1 с при 1200°C и за 20 мс при 1350°C . Их последующий доотжиг в печи при сравнительно низких температурах ведет к гашению ФЛ и между $T_a = 800$ и 900°C она практически исчезает. Только при T_a от 900°C и выше наступает резкий рост интенсивности, стремящийся к насыщению. На рис. 3 показано также в сравнении, как изменяется с отжигом интенсивность ФЛ образцов, не прошедших предварительного импульсного нагрева. При повышении T_a до 700°C отмечается ее некоторый рост, но затем видны те же стадии гашения и последующего сильного возрастания.

По данным HREM (рис. 4) нанокристаллы Si в SiO_2 образуются только после высокотемпературных обработок и только после большой и средней доз. В случае малой дозы даже после максимальных отжигов нанокристаллы обнаружены не были. Эти данные согласуются с условиями появления интенсивности полосы ближней ИК области. При обычном отжиге в печи 1150°C 30 мин большая доза давала высокую концентрацию нанокристаллов с размерами около 3 нм (рис. 4). При средней дозе нанокристаллов было меньше и наряду с ними появлялись темные некристаллические области нанометровых размеров. Предварительные импульсные нагревы повлияли на структурные превращения в слоях. Это

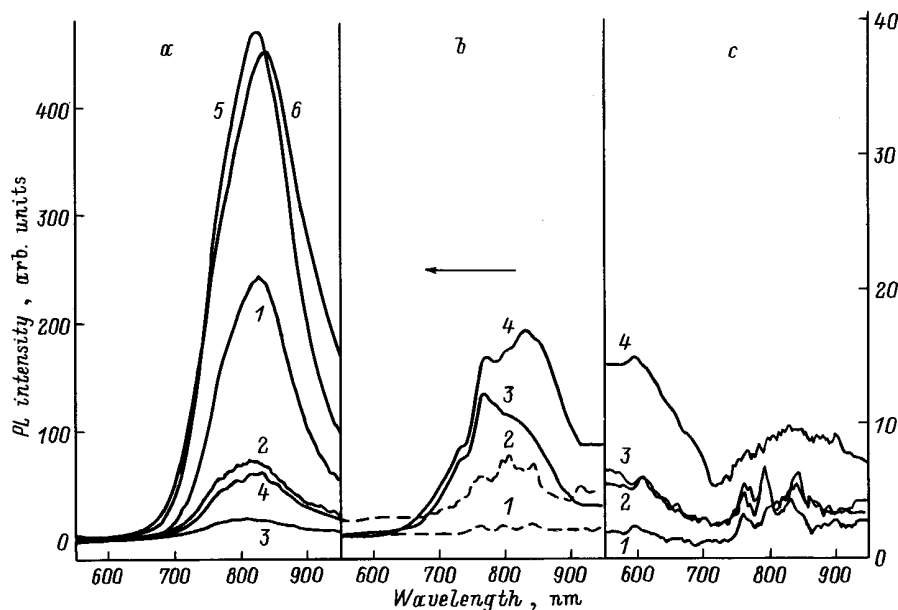


Рис. 2. Изменение спектров ФЛ с ростом T_a после имплантации большой (а), средней (б) и малой (с) доз ионов Si и высокотемпературных импульсных отжигов. а) Вначале 1200°C, 1 с (1), затем отжики при T_a , °C: 2 — 700, 3 — 800, 4 — 900, 5 — 1000, 6 — 1150. б) В начале 1200°C, 1 с (1), затем отжики при T_a , °C: 2 — 900, 3 — 1000, 4 — 1150. У пунктирных кривых ординаты увеличены в 3 раза. с) 1 — до отжигов, а также после отжига при 1350°C, 20 мс либо после $T_a = 1150^\circ\text{C}$, 30 мин. 2 — после отжига при $T_a = 1000^\circ\text{C}$, 30 мин. 3 — вначале 1350°C, 20 мс, затем $T_a = 1150^\circ\text{C}$, 30 мин. 4 — вначале 1350°C, 20 мс, затем $T_a = 1000^\circ\text{C}$, 30 мин.

проявилось после больших доз в укрупнении кристаллов Si от $\sim 2-3$ до $\sim 3-5$ нм. Из рис. 4, с видно, что значительная их часть смыкается друг с другом, при средней дозе имплантации не было замечено роста размеров и количества кристаллов. При малой дозе нанокристаллы не формировались совсем.

Сопоставление данных ФЛ и HREM указывало на несомненную корреляцию между появлением интенсивной полосы в ближнем ИК диапазоне и формированием нанокристаллов Si. Выяснения причин гашения ФЛ при $T_a = 800^\circ\text{C}$ (рис. 3) такому отжигу были подвергнуты образцы, где путем внедрения большой дозы Si и импульсных нагревов заранее были сформированы кремниевые нанокристаллы и достигнута интенсивная ФЛ. Результаты измерения спектров комбинированного рассеяния показаны на рис. 5. Внедрение ионов Si приводило к дополнительному рассеянию вблизи 480 см^{-1} , вызванному связями Si-Si некристаллического кремния. Оно существенно ослаблялось после импульсных нагревов, причем справа от пика 520 см^{-1} , вносимого кремниевой кристаллической подложкой, появлялся выступ. Такой сигнал способны давать кристаллы Si размерами около 3 нм, наблюдавшиеся в [6]. Если же после высокотемпературных импульсных нагревов образцы отжечь в печи при $T_a = 800^\circ\text{C}$, то выступ у пика 520 см^{-1} исчезает и вновь появляется характерное для некристаллического Si рассеяние в области 480 см^{-1} . По сравнению с начальным оно даже возрастает. Исчезновение нанокристаллов Si после отжигов 800°C , 30 мин напрямую подтвердила HREM.

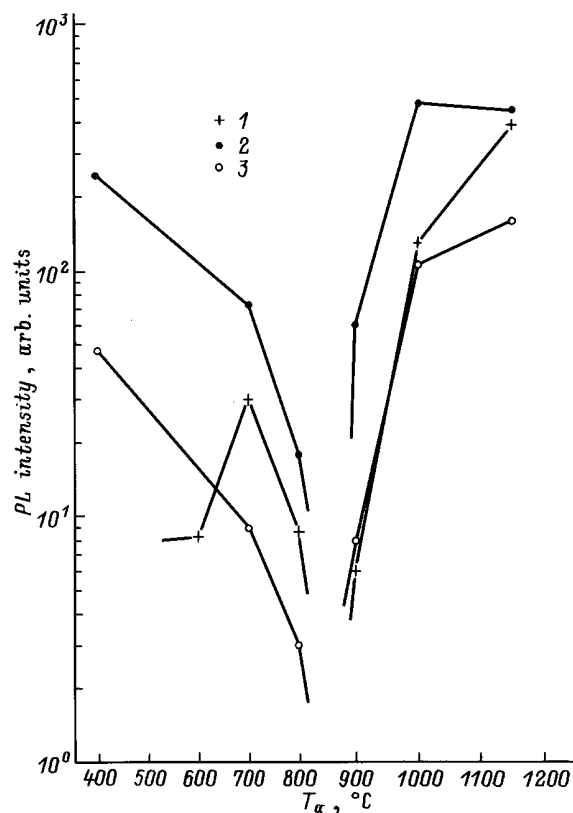


Рис. 3. Изменение максимальной интенсивности ФЛ при 30-минутных отжигках. 1 — только отжиг в печи. 2 — вначале 1200°C, 1 с, затем отжиг в печи. 3 — вначале 1350°C, 20 мс, затем отжиг в печи.

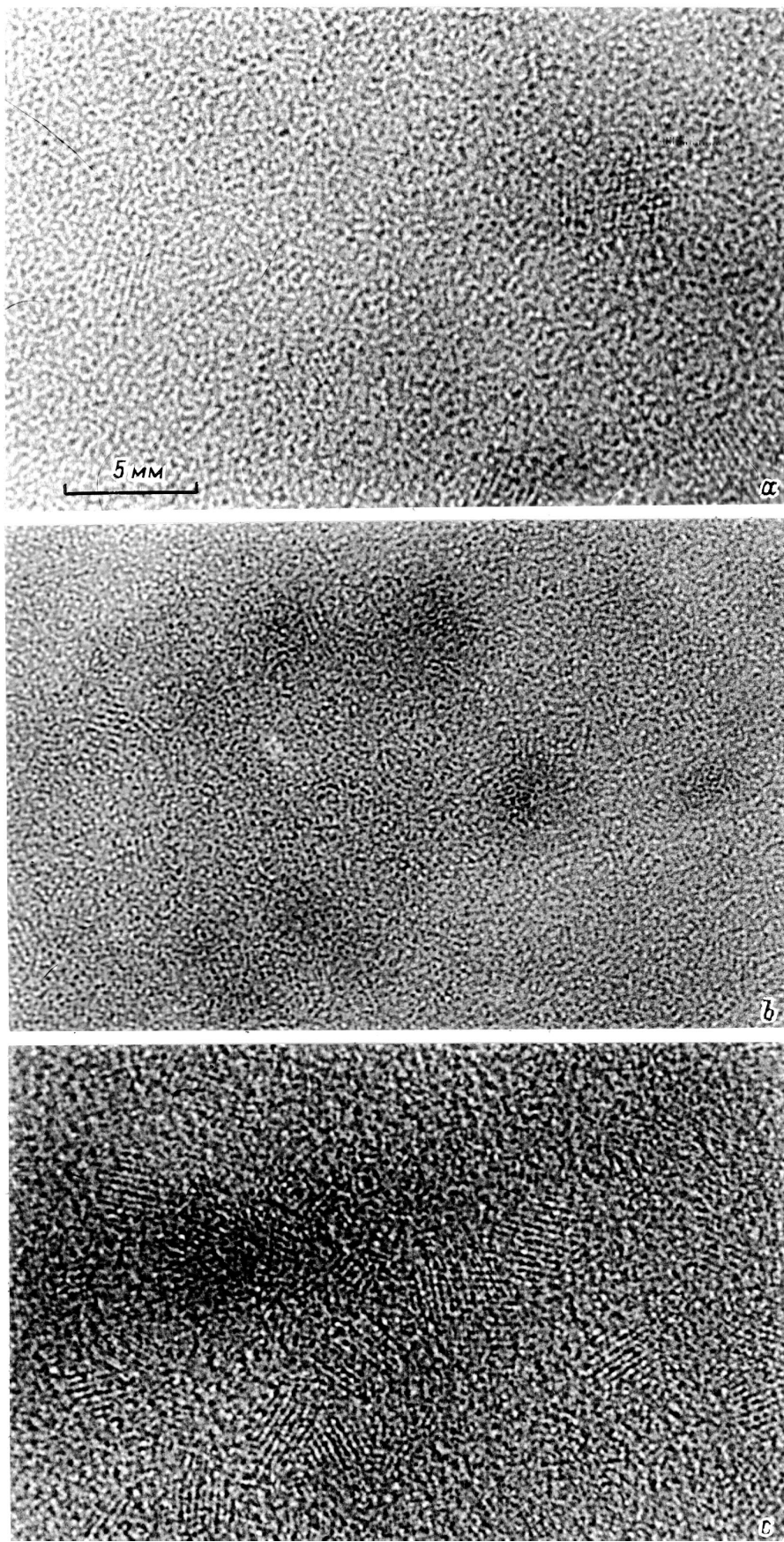


Рис. 4. Высокорастворяющие электронно-микроскопические изображения образцов. Большая (*a*) и средняя (*b*) дозы, отжиг при 1150°C, 30 мин; *c* — большая доза, отжиг при 1200°C, 1 с, затем при 1150°C, 30 мин.

Обсуждение результатов

Изменение дозы ионов Si в сравнительно узком интервале $(1.6 \div 16) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ оказывает чрезвычайно большое влияние на формирование центров ФЛ, а дозовые зависимости явно имеют пороговый характер. В этом интервале доз расчетное среднее расстояние между атомами избыточного Si уменьшается до $r < 1 \text{ нм}$. В то же время рост интенсивности ФЛ в видимой и ИК областях наблюдался нами при $T_a < 700^\circ\text{C}$, когда, согласно [17], длина диффузии Si в SiO₂ должна быть менее 0.1 нм. Поэтому на начальных стадиях формирования центров ФЛ решающую роль играют, очевидно, не диффузионные потоки избыточного Si к центрам преципитации, а возможности непосредственного взаимодействия атомов Si между собой. Критическим оказался переход от $r \sim 1 \text{ нм}$ (средняя доза) к $r \sim 1.4 \text{ нм}$ (малая доза). Такое небольшое увеличение r фактически исключает возможность достижения интенсивной ФЛ за счет дальнейших отжигов. Следовательно, как формирование при умеренных нагревах центров слабо видимого излучения, так и образование нанокристаллов в результате высокотемпературных обработок с появлением яркой ИК полосы обязаны взаимодействию близко расположенных атомов избыточного Si. Вероятность подобного взаимодействия будет в очень сильной степени зависеть от r , а сам процесс будет протекать по местам случайных сближений атомов Si и останавливаться при отсутствии у крайних атомов близких соседей, т.е. будет носить перколяционный характер. Мы полагаем, что появление на начальных стадиях отжига набора центров ФЛ во всем исследованном спектральном диапазоне (рис. 1) обусловлено формированием перколяционных цепочек и ветвящихся кластеров разных размеров и форм. Подобные выделения не являются фазовыми, поскольку не имеют фазовых границ.

Как показывают проведенные исследования, образование центров ФЛ в процессе отжига протекает в несколько стадий (рис. 1–3). Интерпретация первой — до $T_a = 700^\circ\text{C}$ в отсутствие прадварительных импульсных нагревов — представляется очевидной. С ростом T_a усиливается сегрегация избыточного Si из SiO₂ с образованием перколяционных кластеров. На этой стадии диффузия атомов Si на стоки крайне ограничена, поэтому количество, размеры и формы центров ФЛ будут определяться быстропотекающей перколяцией. То, что происходит при $T_a = 1000 \div 1159^\circ\text{C}$, в свете данных ФЛ, НРЕМ и комбинационного рассеяния также легко объяснимо. В слоях SiO₂ формируются нанокристаллы Si, способные благодаря квантовым ограничениям интенсивно люминесцировать в красном–ИК диапазоне. При $T_a = 1150^\circ\text{C}$ кремний в SiO₂ обладает уже достаточно большим коэффициентом диффузии, равным $\sim 2 \cdot 10^{-16} \text{ см}^2/\text{с}$. Тем не менее после малой дозы, когда концентрация избыточного Si достигает $\sim 1 \text{ ат}\%$, рост нанокристаллов Si не наблюдается совсем. Следовательно для их формирования помимо достаточной подвижно-

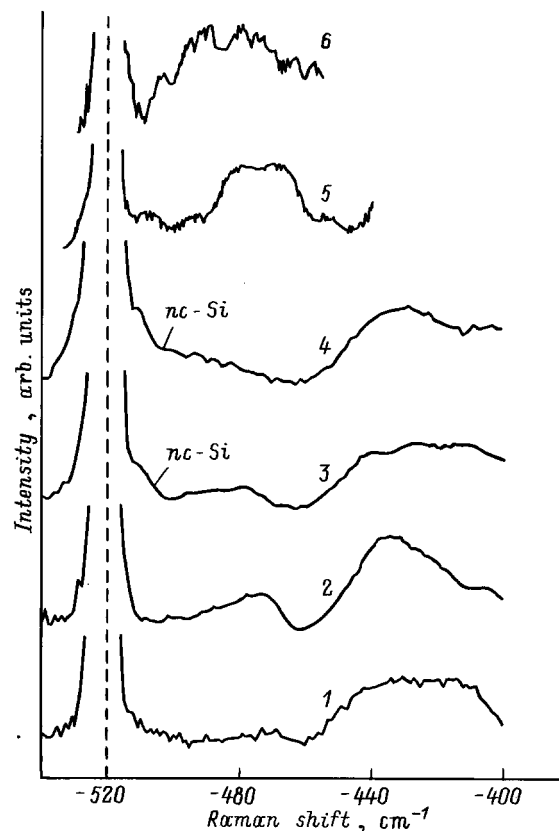


Рис. 5. Спектры рекомбинационного рассеяния. 1 — исходный слой SiO₂; 2 — после имплантации большой дозы ионов Si; 3 и 4 — после кристаллизующих отжигов 1200°C , 1 с и 1350°C , 20 мс соответственно; 5 и 6 — образцы 3 и 4 после дополнительного отжига 800°C , 30 мин.

сти атомов Si необходимы устойчивые зародыши (стоки). Условия образования зародышей выполняются при переходе к средней дозе, когда появляются возможности развития перколяционных процессов. Таким образом, перколяция обуславливает гомогенное зародышеобразование при распаде пересыщенного твердого раствора Si в SiO₂. Рост размеров преципитатов при $T_a = 1000 \div 1150^\circ\text{C}$ происходит за счет диффузионного стока одиночных атомов Si и вследствие коалесценции [18].

Процессы промежуточной стадии $700^\circ\text{C} < T_a < 1000^\circ\text{C}$ могут быть поняты из рассмотрения экспериментов с доотжигом при $T_a = 800^\circ\text{C}$ образцов, где нанокристаллы были уже сформированы импульсными нагревами при 1200 или 1350°C . Здесь, по-видимому, имела место аморфизация (плавление) нанокристаллов. Известно, что стабильность мелких кристаллов определяется балансом объемной и поверхностной свободных энергий. Из-за дестабилизирующего влияния поверхности температура плавления подобных кристаллитов существенно понижается [19–22]. С ростом температуры баланс смещается в пользу объемной энергии и кристаллическое состояние становится

более выгодным. В случае импульсных нагревов оно и фиксируется благодаря закалке. Напомним, что в отличие от кристаллического пористого Si аморфный кремний не дает интенсивной красной ФЛ [21,23,24]. Скорее всего это обусловлено наличием оборванных связей и иных центров безызлучательной рекомбинации. Попутно при $T_a = 800^\circ\text{C}$ продолжается сегрегация Si из SiO_2 , чем и объясняется рост сигнала в области 480 см^{-1} (рис. 5). В свете изложенного гашение ФЛ во всем исследованном спектральном диапазоне в процессе только печного отжига при достижении $T_a \cong 800\text{--}900^\circ\text{C}$ естественно связать с трансформацией перколяционных кластеров и цепочек в нанопреципитаты фазы аморфного Si (рис. 3). Стягивание рыхлых нефазовых выделений в фазовые имеет диффузионную природу, требует большего времени, чем перколяция. С дальнейшим ростом T_a при достаточном диффузионном стоке Si нанопреципитаты достигают размеров устойчивости кристаллитов, которые можно оценить как $\gtrsim 2\text{ нм}$. Частицы меньших размеров не могут быть нанокристаллами. С ними, видимо, связана наблюдавшаяся нами после $T_a = 1000^\circ\text{C}$ слабая ФЛ в оранжево-желтой области, а также замеченное во многих работах свечение в диапазоне $500 < \lambda < 700\text{ нм}$ после высокотемпературных отжигов SiO_2 с избыточным кремнием [4,15,25]. Следует отметить, что в обычном аморфном Si концентрация оборванных связей не превышает 10^{20} см^{-3} и в принципе малые объемы могут быть от них свободны, особенно после отжигов.

Изложенный подход позволяет объяснить и обнаруженное в данной работе влияние высокотемпературных импульсных нагревов на последующие отжики в печи. Высокие температуры облегчают смещения в атомных масштабах и способствуют увеличению перколяционных кластеров. В случае больших доз плотные кластеры успевают затем трансформироваться в нанокристаллы. Так как перколяция не требует длительных времен, после средних доз размеры перколяционных кластеров при импульсном нагреве тоже увеличиваются, но они оказываются менее плотными. Трансформация рыхлого кластера (с малой фрактальной размерностью) в единый нанокристалл будет затруднена. Предварительное моделирование на компьютере показывает, что он может даже распасться на несколько частей. Мы полагаем, что появление темных областей (рис. 4) после средних доз есть следствие формирования крупных, но рыхлых некристаллических преципитатов. Наконец, для малых доз массовое образование крупных перколяционных кластеров становится невозможным даже под действием высокотемпературного импульса. Тем не менее формирование небольшого числа мелких все же стимулируется. При последующих отжигих они не дорастают до размеров устойчивого нанокристалла и превращаются в центры слабой оранжево-желтой ФЛ. Повышение T_a до 1150°C приводит к их растворению.

Заключение

Дозовая зависимость формирования центров ФЛ носит пороговый характер, который проявляется в интервале доз между $1.6 \cdot 10^{16}$ и $1.6 \cdot 10^{17}\text{ см}^{-2}$, когда среднее расстояние r между атомами имплантированного Si изменяется от ~ 1.4 до $\sim 0.7\text{ нм}$. При снижении дозы в указанном интервале (или увеличении r от ~ 0.7 до $\sim 1.4\text{ нм}$) теряется возможность формирования широкого набора центров слабой ФЛ во всем видимом диапазоне, а также возможность сформировать затем высокотемпературным отжигом нанокристаллы Si и получить интенсивную полосу ФЛ в красной-ИК области. Если же доза была достаточной, то отжиг протекает в несколько стадий. До $T_a \cong 700^\circ\text{C}$, когда диффузией Si в SiO_2 можно пренебречь, образуются центры, дающие слабую эмиссию во всем изученном спектральном диапазоне. При $T_a = 800 \div 900^\circ\text{C}$ на всех длинах волн интенсивность ФЛ падает до уровня фона. После $T_a = 1000 \div 1150^\circ$ возникает очень сильная полоса в ближней ИК области, причем одновременно комбинационное рассеяние и HREM свидетельствуют об образовании нанокристаллов Si.

Полученные зависимости формирования центров ФЛ от дозы и отжигов интерпретируются следующим образом. Все наблюдавшиеся виды ФЛ связаны с избыточным Si в SiO_2 . Для формирования центров ФЛ необходимо уменьшение r до 1 нм, чтобы обеспечить прямое взаимодействие близких кремниевых атомов. Такой процесс будет носить характер перколяции, он не требует нагревов до температур заметной диффузии Si, хотя повышение температуры способствует атомарным смещениям и развитию перколяционных кластеров. Вытеснение избыточного Si из SiO_2 доминирует до $T_a \cong 700^\circ\text{C}$ с появлением кластеров различных размеров и форм, дающих широкий спектр слабой ФЛ. Последующее гашение ФЛ при $T_a \cong 800 \div 900^\circ\text{C}$ есть следствие более медленного процесса — превращения нефазовых выделений Si (перколяционных кластеров, цепочек и пр.) в нанопреципитаты аморфной фазы Si, содержащие центры безызлучательной рекомбинации. При $T_a = 1000 \div 1150^\circ\text{C}$ благодаря диффузионному стоку атомов Si и коалесценции нанопреципитаты Si достигают размеров стабильности кристаллов. Вследствие квантово-размерного эффекта нанокристаллы дают сильную эмиссию в видимой ИК области ($\lambda_{\text{max}} \sim 820\text{ нм}$). Выделения Si, не достигшие после высокотемпературных отжигов размеров стабильности ($\gtrsim 2\text{ нм}$), по-видимому ответственны за наблюдавшееся слабое и более коротковолновое излучение. Конкуренция между быстрым перколяционным процессом и относительно медленным стягиванием кластеров в фазовые нанопреципитаты позволяет управлять формированием кремниевых выделений используя комбинированные отжики.

Работа выполнена при частичной поддержке грантом Министерства науки по программе "Физика твердотельных наноструктур" № 3-011/4.

Список литературы

- [1] T. Shimizu-Iwayama, S. Nakao, K. Saitoh. Appl. Phys. Lett., **65**, 1814 (1994).
- [2] H.A. Atwater, K.V. Shcheglov, S.S. Wong, K.J. Vahala, R.S. Rlagan, M.I. Brongersma, A. Polman. Mater. Res. Soc. Symp. Proc., **321**, 363 (1994).
- [3] T. Shimizu-Iwayama, K. Fujita, S. Nakao, K. Saitoh, R. Fujita, N. Itoh. J. Appl. Phys., **75**, 7779 (1994).
- [4] P. Mutti, G. Ghislotti, S. Bertoni, L. Bonoldi, G.F. Cerofolini, L. Meda, E. Grilli, M. Guzzi. Appl. Phys. Lett., **66**, 851 (1995).
- [5] I.W. Skorupa, R.A. Yankov, I.E. Tyschenko, H. Frob, T. Bohme, K. Leo. Appl. Phys. Lett., **68**, 2410 (1996).
- [6] G.A. Kachurin, I.E. Tyschenko, K.S. Zhuravlev, N.A. Pazdnikov, V.A. Volodin, A.K. Gutakovsky, A.F. Leiser, W. Skorupa, R.A. Yankov. Nucl. Instr. Meth. B, **122**, 571 (1997).
- [7] G.A. Kachurin, K.S. Zhuravlev, N.A. Pazdnikov, A.F. Leier, I.E. Tyschenko, V.A. Volodin, W. Skorupa, R.A. Yankov. Nucl. Instr. Meth. B, **127/128**, 583 (1997).
- [8] Г.А. Качурин, И.Е. Тыщенко, В. Скорупа, Р.А. Янков, К.С. Журавлев, Н.А. Паздников, В.А. Володин, А.К. Гутаковский, А.Ф. Лейсер. ФТП, **31**, 730 (1997).
- [9] T. Shimizu-Iwayama, Y. Terao, A. Kamiya, M. Takeda, S. Nakao, K. Saitoh. Nucl. Instr. Meth. B, **112**, 214 (1996).
- [10] F. Koch, V. Petrova-Koch, T. Muschik, A. Nikolov, V. Gavrilenko. Mater. Res. Soc. Symp. Proc., **283**, 197 (1993).
- [11] G.G. Qin, Y.M. Huang, J. Lin, L.Z. Zhang, B.Q. Zong, B.R. Zhang. Sol. St. Commun., **94**, 607 (1995).
- [12] S. Bota, B. Garrido, J.R. Morante, A. Baraban, P.P. Konorov. Sol. St. Electron., **34**, 355 (1996).
- [13] L.-S. Liao, X.-M. Bao, N.S. Li, X.-Q. Zheng, N.-B. Min. J. Luminesc., **68**, 199 (1996).
- [14] E. Neufeld, S. Wang, R. Apetz, Ch. Bechal, R. Carias, C.W. White, D.K. Thomas. Proc. E-MRS 1996 Spring Meeting (Strasbourg, 1996).
- [15] G. Ghislotti, B. Nielsen, P. Asoka-Kumar, K.G. Lynn, A. Gambhir, L.F. Di Mauro, C.E. Bottani. J. Appl. Phys., **79**, 8660 (1996).
- [16] T. Komoda, J. Weber, K.P. Homewood, P.L.F. Hemment, B.J. Sealy. Nucl. Instrum. Meth., B, **120**, 93 (1996).
- [17] L.A. Nesbit. Appl. Phys. Lett., **46**, 38 (1985).
- [18] E. Wendler, U. Herrmann, W. Wesh, H.H. Dunken. Nucl. Instrum. Meth. B, **116**, 332 (1996).
- [19] S. Veprek, Z. Iqbal, F.-A. Sarott. Phil. Mag. B, **45**, 137 (1982).
- [20] Y. Maeda. Phys. Rev. B, **51**, 1658 (1995).
- [21] R.R. Kunz, P.M. Nitishin, H.R. Clark, M. Rotschild, B. Ahem. Appl. Phys. Lett., **67**, 1766 (1995).
- [22] A.N. Goldstein. Appl. Phys. A, **62**, 33 (1996).
- [23] X.-M. Bao, H.-Q. Yang. Appl. Phys. Lett., **63**, 2246 (1993).
- [24] J.C. Barbour, D. Dimos, T.R. Guilinger, M.J. Kelly, S.S. Tsao. Appl. Phys. Lett., **59**, 2088 (1991).
- [25] A.J. Kenyon, P.F. Trwoga, C.W. Pitt, G. Rehm. J. Appl. Phys., **79**, 9291 (1996).

Редактор В.В. Чалдышев

Effect of the ion dose and annealing mode on the photoluminescence from SiO₂, implanted with Si ions

G.A. Kachurin, A.F. Leier, K.S. Zhuravlev, I.E. Tyschenko, A.K. Gutakovsky, V.A. Volodin, W. Skorupa*, R.A. Yankov*

Institute of Semiconductor Physics,
630090 Novosibirsk, Russia
* Research Center Rossendorf,
D-01314 Dresden, Germany

Abstract 500 nm — thick SiO₂ layers have been implanted with Si⁺ ions within the dose range of $1.6 \cdot 10^{16} \div 1.6 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ and annealed at $400 \div 1150^\circ\text{C}$ for 30 min with or without high temperature transient (1 s and 20 ms) preheating. The ion doses over $\sim 4 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ are found to be required to form the luminescence centers. Their formation during annealing proceeds into three stages ascribed to segregation of Si from SiO₂ as the percolation clusters, to transformation of the clusters to the amorphous Si phase nanoprecipitates, and above 1000°C — to the growth of Si nanocrystals, emitting the strong luminescence band centered near 820 nm due to the quantum confinement. The competition between the fast percolation process and the diffusion-limited Si phase formation allows to control the precipitation growth by the combined heat treatments.