

Особенности метода сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии Si и его возможности при получении структуры Si:Er/Si

© В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова

Научно-исследовательский физико-технический институт
Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,
603600 Нижний Новгород, Россия

(Получена 23 июля 1999 г. Принята к печати 16 сентября 1999 г.)

Исследуются температурные зависимости (300–77 К) концентрации и холловской подвижности носителей заряда в слоях Si:Er/Si, выращенных методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии. Электрическая активность люминесцирующих центров с Er не наблюдалась.

Продемонстрирована возможность точного контроля примесных профилей при получении структур типа $p^+ - n - n^+$ для электролюминесценции.

Введение

Интерес к получению и исследованию эпитаксиальных слоев Si:Er/Si обусловлен возможностью применения их в оптоэлектронике.

С целью создания электролюминесцирующих структур типа $p^+ - n - n^+$ часто используется многократная ионная имплантация примесей Er и O, а также мелких доноров и акцепторов в массивный или эпитаксиальный кремний [1–4]. Для этого необходимы ионы высоких энергий 0.5–4 МэВ, облучение которыми приводит к возникновению большой плотности радиационных дефектов, не устраняемых полностью в ходе последующего высокотемпературного отжига. Эта технология дорога, глубина проникновения ионов ограничена, имеются традиционные ограничения при получении слоев с заданным распределением Er и легирующих примесей III и V групп, в частности, резких концентрационных переходов. В слоях Si после имплантации эрбия и отжига наблюдается [1,2] высокая концентрация электрически активных центров (10–90% от концентрации Er), что также ограничивает практическое использование этой технологии.

Кристаллографическое совершенство слоев Si:Er улучшается, уменьшается диффузионное расплывание концентрационных профилей и время изготовления структур, если использовать метод молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [5,6]. Его отличительными признаками являются сверхвысокий начальный вакуум 10^{-11} – 10^{-10} мбар, электронная бомбардировка для испарения кремния, эффузионные ячейки для испарения примесей, многокамерные установки, ловушки с жидким гелием. Недостатки и трудности метода известны [7]: высокая стоимость технологического оборудования, ограниченность выбора легирующих примесей (Sb и В) и плохая управляемость их потоками из эффузионных ячеек, высокая температура греющихся деталей внутри вакуумной камеры, небольшие скорости осаждения 0.1–0.2 мкм/ч, высокий фон загрязнения электрически активными примесями ($\approx 10^{15}$ – 10^{16} см $^{-3}$). Проблема получения заданного распределения примесей в методе МЛЭ остается главной и неразрешенной до сих пор [7,8]. Основная причина — накопление примесей на поверхности растущего слоя.

Впервые эффект накопления был обнаружен в 1973 г. [9], а в 1979 г. на примере легирования кремния фосфором методом сублимационной МЛЭ (СМЛЭ) впервые был продемонстрирован один из путей устранения этого явления [10]. Главное отличие метода СМЛЭ состоит в том, что потоки легирующих примесей создаются путем нагревания пластин кремния, легированных необходимыми примесями, ниже температуры плавления. Накопление (поверхностная сегрегация) примесей P, Sb и Al, а также Ga, As и В исследовано в широком интервале условий роста слоев Si(100), Si(110) и Si(112) [10–16]. Определены параметры, от величины которых зависит накопление. При отсутствии накопления примесей открылись возможности получения практически любых примесных профилей при снижении плотности дефектов в слоях. Была впервые реализована возможность получения высоколегированных (до $n \approx 2 \cdot 10^{20}$ см $^{-3}$) [12,15,16] и δ -легированных [12,17] слоев Si, предельно резких концентрационных профилей [12,14] без остановки роста, без использования ионной имплантации, электрических полей и других методов стимуляции, а также твердофазной рекристаллизации.

Цель настоящей работы — анализ особенностей метода СМЛЭ кремния, исследование электрофизических свойств эпитаксиальных слоев Si:Er, а также возможностей создания контролируемых концентрационных профилей примесей Er, P, В, O и C в структурах Si:Er/Si.

Методика эксперимента. Особенности метода СМЛЭ

Слои кремния выращивались в установке, изготовленной в Научно-исследовательском физико-техническом институте Нижегородского государственного университета. Пластины кремния (источники потоков атомов кремния и примеси, а также подложки) разогревались резистивно. Установка откачивалась паромасляным диффузионным насосом с азотной ловушкой. Давление остаточных газов в камере роста во время эпитаксии — $(2-9) \cdot 10^{-7}$ мбар. Слои выращены на подложках Si(100) при температурах 400–600°C со скоростью

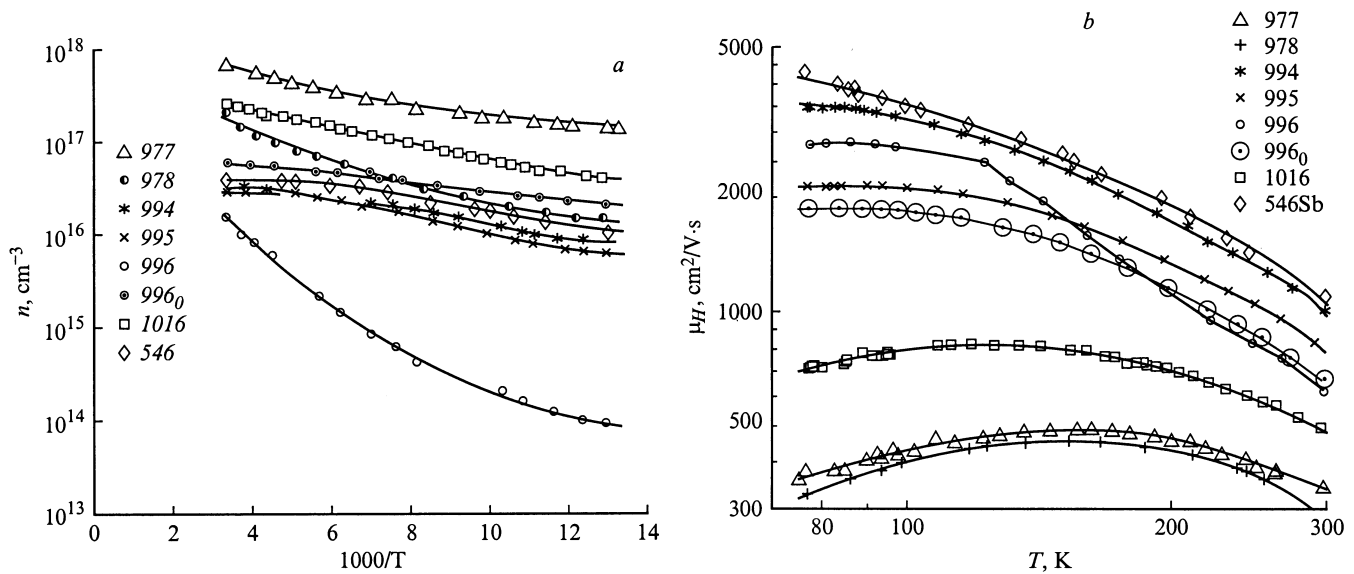


Рис. 1. Температурные зависимости концентрации (а) и холловской подвижности электронов (б) в слоях Si:Er.

0.2–5 мкм/ч. Тип легирующих примесей и их распределение по глубине определялись методом вторичной ионной масс-спектропии (ВИМС). Распределение концентрации носителей заряда по толщине слоев исследовалось электрохимическим вольт-фарадным (ЭВФ) и холловским методом. Концентрация и подвижность электронов в интервале 77–300 К находились из холловских измерений.

Парциальное давление газов в процессе эпитаксии измерялось с помощью омегафона ИПДО-1 и составляло (в мбар): $H_2 \sim 2 \cdot 10^{-7}$, $N_2 \sim 2 \cdot 10^{-7}$, $N \sim 10^{-8}$, $H_2O \sim 10^{-9}$, $O_2 \sim 10^{-9}$, O (или CH_4) $\sim 10^{-9}$, легкие углеводороды $\sim 4 \cdot 10^{-9}$. Известно [3], что атомы каждого из указанных газов, введенные путем имплантации, увеличивают интенсивность фотолуминесценции (ФЛ) Er в Si. В наших слоях они все имеют возможность (и без принуждения) образовывать люминесцирующий комплекс с Er. Указанное парциальное давление газов может дать концентрацию комплексов с Er в эпитаксиальном слое $10^{19}–10^{21} \text{ см}^{-3}$.

Невысокий вакуум во время роста наших структур отрицательных последствий не имел. В самом деле температура роста совершенных слоев Si (плотность ямок травления — $10^2–10^4 \text{ см}^{-2}$) толщиной до 20 мкм достаточно низкая — 500°C [13,18]. Это значение температуры роста приблизительно совпадает с температурой роста МЛЭ слоев, выращенных в сверхвысоком вакууме. Температурная граница роста совершенных слоев Si, как было впервые отмечено в [18], может быть существенно ниже 500°C , если толщина слоя меньше 1 мкм. Фоновая концентрация электрически активных центров в наших слоях была менее $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ [13,19]. Время жизни неосновных носителей заряда в слаболегированных слоях — более 2 нс [12]. Значения холловской подвижности носителей в высокоомных и высоколегированных

($n = 3 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$) слоях кремния в интервале от 77 до 500 К совпадали [12,15] с их значениями в соответствующих монокристаллах. Энергия ионизации примесей P, Sb, As, Al, B, Ga в слоях существенно не отличались от их значений в массивном Si [12].

Существуют два пути загрязнения слоев Si в установке — термическое испарение и газовый транспорт из нагретых деталей камеры роста. Поэтому снижению их температуры (менее 600°C) уделялось главное внимание при разработке технологии [20], что, по нашему мнению, и дало возможность получать совершенные слои Si в относительно невысоком вакууме.

В методе СМЛЭ можно использовать большое количество легирующих примесей: P, Sb, As, B, Al, Ga и др. Закономерности легирования исследованы для широкого интервала параметров: температуры и скорости эпитаксии, потока примеси, кристаллографической ориентации подложки, угла отклонения поверхности подложки от сингулярной грани [12,19,20,22–25], исследованы причины и закономерности образования дефектов кристаллической структуры [9–11,24,25].

Электрофизические свойства эпитаксиальных слоев Si:Er

На рис. 1 представлены температурные зависимости концентрации n и холловской подвижности μ_H электронов в слоях Si:Er. Для сравнения приведены данные для слоя, легированного только Sb. Слои выращены на подложках p -типа ($10 \text{ Ом} \cdot \text{см}$). Скорости и температуры роста v_g и T_g , толщины d и концентрации эрбия N_{Er} в слоях приведены в таблице. Источники для этих слоев вырезали из слитков кремния с разным содержанием Er и мелких примесей, в том числе и таких, в которых

Номер образца	$T_g, ^\circ\text{C}$	$\nu_g, \text{мкм/ч}$	$d, \text{мкм}$	$N_{\text{Er}}, \text{см}^{-3}$	Отжиг, $900^\circ\text{C}, 30 \text{ мин}$
977	430	0.34	0.5	$2.5 \cdot 10^{18}$	Да
978	560	0.24	0.4	$5 \cdot 10^{18}$	Да
994	500	1.6	4.8	$< 1 \cdot 10^{16}$	Да
995	500	1.5	1.5	$< 1 \cdot 10^{16}$	Да
996	450	2	6	$< 1 \cdot 10^{16}$	Нет
996о	450	2	6	$< 1 \cdot 10^{16}$	Да
1016	450	1	2	$1 \cdot 10^{16}$	Нет
546(Sb)	600	5.1	7.6	0	Нет

концентрация эрбия была ниже предела обнаружения ВИМС ($N_{\text{Er}} < 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$). Электрофизические свойства исследовались и в слоях, осажденных ниже 500°C . Заметим, что в этом случае в толстых слоях, даже если они выращивались из источников Si с концентрацией примеси $\sim 10^{12} \text{ см}^{-3}$, образуется большое количество дефектов кристаллической структуры. Для слоя 996 ($d \cong 6 \text{ мкм}$, $T_g = 450^\circ\text{C}$) на зависимости $n(T)$ (рис. 1, а) наблюдалось изменение наклона, что можно интерпретировать как наличие мелкого ($\sim 0.03 \text{ эВ}$) и более глубокого ($\sim 0.15 \text{ эВ}$) энергетических состояний. Более детально измерения энергетического спектра локальных уровней в наших слоях Si:Er проведены методами релаксационной спектроскопии глубоких уровней [26] и адмиттанс-спектроскопии. Наблюдалась общая тенденция — после отжига слоев при 900°C в течение 30 мин глубокие центры 0.15 эВ исчезали, оставались лишь мелкие — $\sim 0.03 \text{ эВ}$. Мы полагаем, что мелкие уровни в наших слоях обусловлены присутствием обычных доноров, например P, а небольшой наклон зависимости $\lg n(1000/T)$ — истощением их вблизи комнатной температуры при $n < 10^{17} \text{ см}^{-3}$ и снижением энергии ионизации при более высоких концентрациях. Зависимость $n(T)$ для слоя Si:Sb существенно не отличалась от таковых для слоев Si:Er. В имплантированных эрбием образцах после отжига, напротив, наблюдается широкий спектр глубоких и мелких энергетических уровней; предположительно, за ФЛ в них ответственны донорные центры 0.15 эВ [4]. Наличие одного или двух энергетических уровней ($T_g < 500^\circ\text{C}$ без отжига) в наших слоях Si:Er наблюдалось независимо от присутствия $[(1-5) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}]$ или отсутствия ($< 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$) в них атомов эрбия. Это значит, что ни один из донорных уровней в наших слоях не принадлежит центру Er.

Распределение концентрации носителей заряда по толщине слоев, легированных Er, исследовалось ЭВФ методом. При равномерном распределении эрбия на уровне $3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ концентрация носителей заряда в слое обычно была в пределах $10^{15} - 10^{16} \text{ см}^{-3}$, а тип проводимости в одном слое мог быть то p , то n . Вероятно, источником носителей заряда в наших слоях являлись примеси фосфора и бора, которые, по данным ВИМС, действительно присутствовали в слоях и источниках Si:Er на уровне $\approx 10^{16} \text{ см}^{-3}$.

Концентрация свободных электронов в имплантированных слоях велика ($10^{18} - 10^{19} \text{ см}^{-3}$) и составляет значительную долю (10–90%) от концентрации эрбия [1,2]. Предполагается, например [1], что электрически активным является центр, содержащий Er и O. Для МЛЭ слоев данные об электрической активности эрбиевых центров отсутствуют. Концентрация носителей заряда в наших слоях (обычно $10^{15} - 10^{16}$ и до $6 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ в первоначальных опытах) не коррелировала с концентрацией эрбия, т.е. в отличие от имплантации в методе СМЛЭ электрическая активность центров с Er была менее 0.03%.

Таким образом, в результате исследования электрофизических свойств СМЛЭ слоев Si:Er мы заключаем, что центры, содержащие Er, могут быть электрически неактивными.

В настоящее время предложен ряд моделей для объяснения возбуждения ФЛ эрбия в кремнии. В некоторых из них донорный характер центров Er играет важную роль. Такие модели, по-видимому, не подходят для объяснения ФЛ в наших слоях.

Холловская подвижность электронов в некоторых слоях Si:Er (рис. 1, b) несколько ниже их подвижности в массивном Si с одинаковой концентрацией электронов: при 300 К на 20–30%, при 77 К — в несколько раз. Это отличие можно объяснить присутствием, по данным ВИМС, примеси бора в концентрации до $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$.

Примесные профили в структуре типа $p^+ - n - n^+$ с n -базой, легированной Er

Как указывалось выше, одной из главных нерешенных проблем в методе МЛЭ является создание контролируемых примесных профилей, в частности, получение сильно легированных n^+ -слоев и резких $n - n^+$ -переходов. Эта проблема является следствием эффекта накопления легирующих примесей на поверхности растущего слоя. Суть явления в том, что не все атомы примеси, падающие на поверхность слоя, встраиваются в его объем одновременно с атомами Si. Значительная доля адатомов примеси накапливается на поверхности и пропорционально растущей поверхностной концентрации встраивается в слой [10]. Около границы с подложкой (или с предыдущим слоем) образуется переходная область с нарастающей концентрацией примеси. Увеличение концентрации легирующей или фоновой примеси на поверхности, а также увеличение ее потока в объем слоя до стационарных значений происходит до тех пор, пока поток примеси из источника (или из вакуума) не сравняется с потоком, уходящим в объем. Толщина области слоя с переменной концентрацией d_n является мерой накопления примеси. Однако стационарное состояние может не наступить. Так, при больших потоках примеси из источника рост поверхностной концентрации примеси ограничивается плотностью атомов Si на поверхности ($n_s \approx 10^{15} \text{ см}^{-2}$). Например, при концентрации атомов

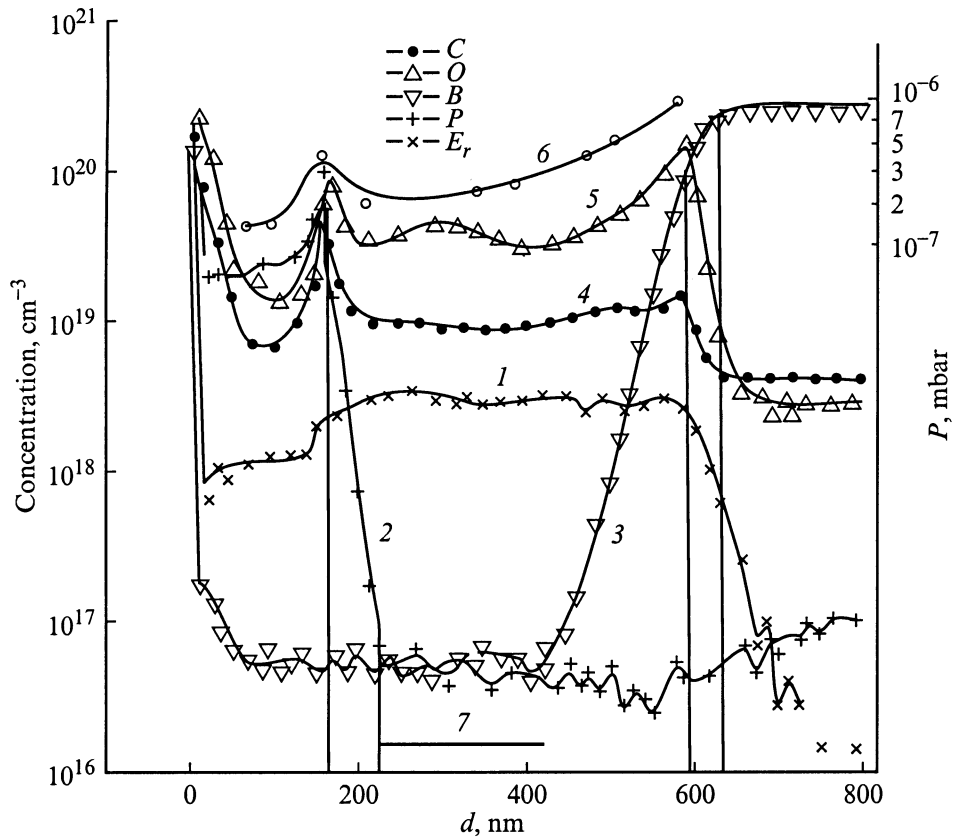


Рис. 2. ВИМС профили примесей: Er — 1, P — 2, B — 3, C — 4, O — 5 в структуре Si $p^+ - n - n^+$. Давление остаточных газов P — 6. ВФ профиль концентрации электронов — 7.

примеси в кремниевом источнике 10^{20} см^{-3} и скорости роста слоев 1 мкм/ч концентрация ее на поверхности роста через 5 мин достигает 10^{15} см^{-2} , т.е. d_n будет равно 0.1 мкм. Практически d_n может быть еще меньше. Наши исследования [10,11] показали, что при концентрации примеси на поверхности $\approx 10^{14} \text{ см}^{-2}$ в слое возникают дефекты в таком количестве, что изменяются кристаллическая структура слоя, механизм встраивания примеси и ее поток в слой, а также местоположение примесных атомов в кристаллической решетке. Концентрация примеси в слое уже не будет постоянной, а будет падать [11] или возрастать. Такое поведение концентрации примеси в слоях Si наряду с наличием переходной области d_n является вторым признаком явления накопления.

На рис. 2 для $p^+ - n - n^+$ -структуры Si приведены ВИМС профили примесей Er, O, C, B, P, а также ВФ профиль концентрации носителей тока в базовом n -слое и давление остаточных газов P во время роста слоя. Слой n -типа осаждался из источника Si:Er при 600°C со скоростью 1 мкм/ч на подложку Si(100), легированную бором (0.001 Ом·см). После осаждения n -слоя, легированного Er, температура снижалась до 500°C и включался дополнительный источник примеси P с целью осаждения n^+ -слоя, а затем поток эрбия был уменьшен.

Если за границу слой-подложка принять глубину, начиная с которой концентрация примеси B становится постоянной на уровне $2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, то максимальная концентрация O, C и Er в слое, согласно рис. 2, устанавливается на расстоянии $\approx 30 \text{ нм}$, одинаковом для разных примесей O, C, Er и разных их концентраций. Более того, оно получилось одинаковым с d_n для $n^+ - n$ -перехода на рис. 2, что заведомо много больше его истинной ширины, так как n^+ -область выращена нами по методике δ -легирования. Наблюдаемое значение $d_n \approx 30 \text{ нм}$ завышено вследствие ограниченности ВИМС методики; подробнее об этом в следующем разделе. Так или иначе, можно считать, что максимум концентраций примесей Er, O и C достигается довольно быстро. Расчет показывает, что концентрация Er на поверхности слоя в этом случае меньше 10^{13} ат/см^2 , что много меньше поверхностной концентрации атомов Si. Учитывая также, что распределение Er по толщине n -слоя равномерное (рис. 2), можно утверждать, что накопление Er на поверхности не играет заметной роли.

Распределение Er в слое не коррелирует с распределением кислорода (рис. 2). Вместе с тем известно, например [6], что захват эрбия МЛЭ слоем в присутствии кислорода увеличивается. Если последнее справедливо и для СМЛЭ слоев, то следует считать, что в наших

слоях концентрация кислорода больше необходимой для захвата Er. Концентрации O и C в слое коррелировали (рис. 2) с величиной давления остаточных газов в камере и превышали обычно существующие концентрации O и C в Si, выращенном из расплава. Мы полагаем, что источниками O и C в наших слоях являются кислород и легкие углеводороды газового остатка рабочей камеры. По данным других опытов, концентрации O и C в слоях не изменялись с изменением температуры роста слоев от 600 до 900°C и при замене источника Si:Er на другой — Si:P (0.3 Ом·см), не содержащий Er. Природа их адсорбции поверхностью слоя Si, по-видимому, химическая и не связана с адсорбцией Er.

Концентрация бора в слое (рис. 2) плавно уменьшается от концентрации в подложке $2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ до фонового значения $\sim 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ на толщине 200 нм. Причина — явление, обратное накоплению, — плавное встраивание в объем слоя бора, накопленного на поверхности подложки в процессе ее предэпитаксиального отжига (1250°C 20 мин). Наши исследования показали, что переходная область с бором у p^+ -подложки может быть значительно уменьшена. Для подтверждения этого в несколько иных условиях на подложке кремния с высоким содержанием бора был выращен слой n -типа с концентрацией $\sim 3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, а в центре его — δ -слой n -типа. ЭВФ измерения слоя показали, что толщина области между p^+ -подложкой и δ -слоем (0.1 мкм) совпадает с рассчитанной по скорости и времени ее роста, т.е. оттеснения бора практически не наблюдалось. Существование в n -слое структуры (рис. 2) концентрации носителей заряда $1.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ или концентрации носителей в интервале $10^{15} \div 10^{16} \text{ см}^{-3}$ в других слоях Si:Er можно считать итогом компенсации примесей P и B, следы которых, по данным ВИМС, действительно присутствуют в наших слоях. Источниками последних являются сами источники Si:Er.

В работе [5] приведены ВИМС профили примесей Er, P, O, B в структуре $p^+ - n - n^+$, выращенной МЛЭ. Эта структура подобная нашей (рис. 2), однако ширина концентрационных переходов ($d_n \simeq 0.1 \text{ мкм}$) для примесей P, Er, B и O в [5] заметно больше, чем у нас, а уровень легирования фосфором n^+ -слоя на порядок ниже. Вероятная причина — накопление (сегрегация) примесей на поверхности роста. Те же авторы в [7] исследовали возможность получения МЛЭ тонких высоколегированных фосфором слоев Si и так же, как и мы [12,15,16], использовали сублимирующий источник Si:P. (Авторы работы [7], опубликованной в 1995 г., некорректно считают, что они это сделали впервые). Другие условия роста слоев отличались от наших [12,15,16], поэтому в [7] только при очень низкой температуре 310–350°C удалось получить слой Si:P толщиной $\simeq 0.1 \text{ мкм}$ с $n = 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Наши слои Si:(P, As, Sb) той же толщины выращивались с концентрациями до $\simeq 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ при $T_g = 500^\circ\text{C}$.

δ -легированные слои

ЭВФ-профили для наших δ -слоев кремния, легированных в процессе СМЛЭ P, Sb и Ga, приведены в [12,17]. Аналогичные профили получены нами и для δ -слоев с As, B и Al. Все они практически мало отличались от профилей δ -слоев Si(100), выращенных твердофазной рекристаллизацией или низкотемпературной МЛЭ (150–270°C) [8], однако наши δ -слои имели холловскую подвижность носителей заряда в 2 раза большую при одинаковых поверхностных концентрациях ($10^{13} - 10^{14} \text{ см}^{-2}$). Кроме того, в отличие от [8] наши слои могут быть выращены с разными примесями и на подложке Si практически любой кристаллографической ориентации. При селективном травлении наших толстых периодических структур с δ -слоями на Si(100) ямки травления чаще вообще отсутствуют. Это означает, что дефекты δ -слоя, если они существуют, не прорастают в соседние области. Недостатком ЭВФ профилирования δ -слоев является невозможность фиксации максимального уровня легирования. Поэтому распределение носителей заряда в δ -области слоя было измерено холловским методом при послойном травлении с шагом 0.8 нм (рис. 3). Для этого в течение 5 с был выращен δ -слой внутри n -слоя с концентрацией $\simeq 10^{17} \text{ см}^{-3}$, осажженного на высокоомную подложку Si(100) p -типа. Измеренные поверхностные проводимость σ_s и коэффициент Холла R_{Hs} , а также поверхностная концентрация n_s оставались практически постоянными, пока не стравливалась область δ -слоя. При этом σ_s и n_s резко изменялись (рис. 3), а затем их изменение становилось небольшим, так как теперь стравливалась только область с концентрацией 10^{17} см^{-3} . Из рис. 3 видно, что концентрация в δ -слое достигает $3.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$. Градиент концентрации $\Delta N/d_n$ со стороны поверхности в интервале от $3.5 \cdot 10^{19}$ до $3.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ составил $1.3 \cdot 10^{27} \text{ ат/см}^4$. Для сравнения градиент $n - n^+$ -перехода в [5] — 10^{24} ат/см^4 .

Профиль концентрации носителей в δ -слое (рис. 3) со стороны подложки измерить не удалось. Он слишком резок для шага травления 0.8 нм. В самом деле, если даже имеет место накопление примеси, то концентрация фосфора на поверхности слоя Si, а следовательно, в его объеме может возрасть только в течение 5 с. Далее поток выключался, и концентрация P на поверхности и в объеме только падала. Это — экспериментальный факт. Поэтому ширина $n - n^+$ -перехода δ -слоя со стороны подложки не может быть больше 1.4 нм (рис. 3, штриховая линия) — технологической толщины δ -слоя d_t , равной произведению скорости роста δ -слоя на время существования потока P. Вообще говоря, ширина обоих концентрационных переходов в нашем δ -слое должна быть одинакова, как одинаковы их условия роста. Это и наблюдалось нами [12,17] и другими исследователями [8] при ЭВФ и ВИМС профилировании δ -слоев. Величину d_t можно считать хорошей оценкой не только ширины $n - n^+$ -перехода, но и толщины δ -слоя, значения которых

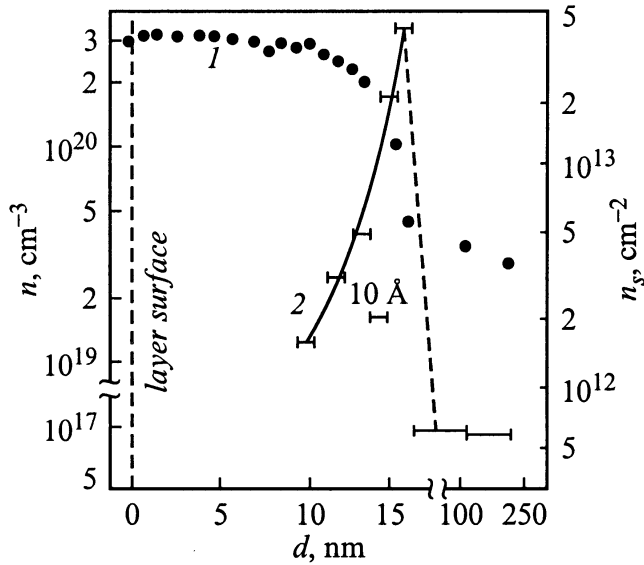


Рис. 3. Профили поверхностной (1) и объемной (2) концентрации электронов в структуре Si с δ -слоем. Примесь — Р.

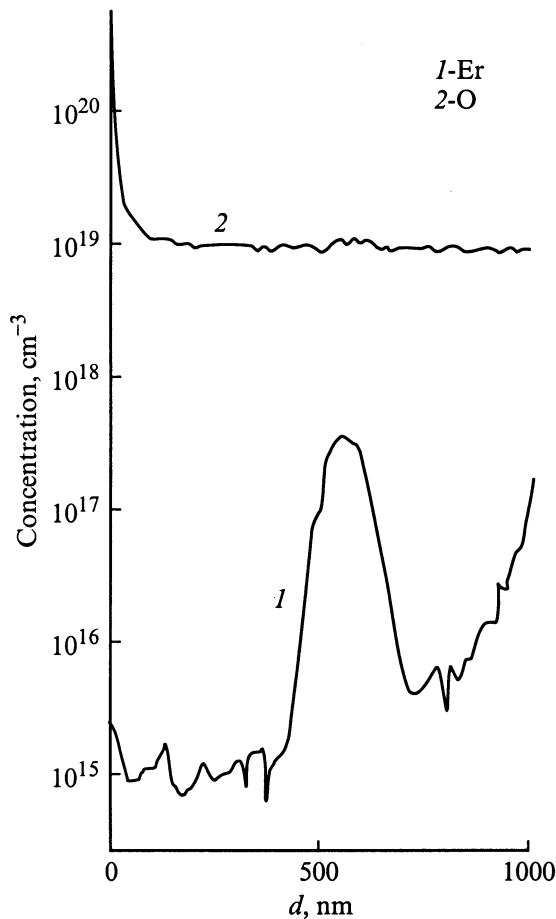


Рис. 4. ВИМС профили структуры Si с δ -слоем, легированным Er. 1 — Er, 2 — O.

не должны зависеть от рода примеси и ее способности сегрегировать (условий роста). Другое дело, какая получится максимальная концентрация n_{\max} в δ -слое. Отличие n_{\max} в δ -слое от концентрации, ожидаемой согласно потоку примеси на поверхность растущего слоя, или от концентрации в толстых слоях является третьим признаком наличия накопления примеси. В рассматриваемом δ -слое $n_{\max} = 3.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ несколько превосходит концентрацию в толстых n^+ -слоях [16]. Поэтому можно считать, что накопление Р при выращивании δ -слоя практически отсутствует, а $n-n^+$ -переход в δ -слое является предельно резким, с градиентом $2.5 \cdot 10^{27} \text{ ат/см}^4$. Из анализа, приведенного выше, следует, что переходные концентрационные области для Р, а также О, С и Er в наших $p^+ - n - n^+$ -структурах менее 30 нм, измеренных с помощью ВИМС (рис. 2).

На рис. 4 представлены ВИМС профиль эрбия в δ -слое, выращенном при 500°C на Si(100). Из-за ограничений ВИМС метода концентрационные переходы в δ -слое на рис. 4 столь же широки, как и переход для Er на рис. 2. Анализ резкости перехода в δ -слое с Er тот же, что проведен выше для δ -слоя с Р. Он справедлив для любой примеси, т. е. ширина δ -слоя с Er $\cong 2 \text{ нм}$ (технологическая толщина). Максимальную поверхностную концентрацию Er N_s в δ -слое можно оценить интегрированием профиля (рис. 4) $N_s = 3.4 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$. С учетом технологической толщины получили концентрацию Er в δ -слое — $1.7 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Это даже несколько выше концентрации Er $(3-5) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ в наших толстых слоях Si:Er, выращенных при температурах $400-600^\circ\text{C}$. Поэтому можно считать, что накопление Er на поверхности при наших условиях роста практически отсутствует.

Заключение

Наши исследования показали, что метод СМЛЭ имеет ряд бесспорных преимуществ. Одно из главных — возможность точного контролирования профилей легирования. Концентрация примеси III и V групп может быть изменена от 10^{13} до $3.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, причем толщина однородно легированных областей составляет от $\sim 1 \text{ нм}$ до $\sim 10 \text{ мкм}$. Градиент концентрации примесей $\Delta N/d_n$ в концентрационных профилях и δ -легированных областях может быть предельно резким, достигать $2.5 \cdot 10^{27} \text{ ат/см}^4$.

Концентрация эрбия в наших слоях ($\leq 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$) была на один-два порядка меньше, чем концентрация Er в имплантированных и МЛЭ слоях, при этом интенсивность ФЛ в СМЛЭ слоях была по крайней мере на порядок больше, чем в имплантированных и МЛЭ слоях Si:Er/Si. Интенсивность ФЛ в СМЛЭ слоях не сильно менялась при изменении концентрации электрически активных примесей. Структура спектра ФЛ отличалась от таковой центров с Er, возникающих при других методах легирования [27]. Возможно, в наших слоях ФЛ центр с Er окружают разные атомы газов, присутствующих в рабочем объеме. Отличается, вероят-

но, и положение атомов Er в матрице кристаллической решетки Si. Анализ данных спектроскопии обратного рассеяния Резерфорда [26] и спектра ФЛ [27] позволяет предположить, что атомы Er в кристаллической решетке наших слоев находятся в положениях замещения.

Метод дает возможность изменять в широких пределах толщину области, легированной эрбием, концентрацию носителей заряда в ней (от $\sim 10^{15}$ до $\sim 3.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$), тип проводимости, использовать селективное и, в частности, δ -легирование эрбием. Все это открывает новые возможности оптимизации параметров фото- и электролюминесценции структур Si:Er/Si. Важно также отметить, что технология СМЛЭ является недорогой. По стоимости она сравнима с технологией осаждения металлических контактов в вакууме.

ВИМС измерения проведены в Физико-техническом институте им. А.Ф. Иоффе РАН в г. Санкт-Петербурге. Выражаем благодарность сотрудникам этого института М.С. Бреслеру и И.Н. Ясиевич за содействие. Авторы благодарят за помощь в работе Б.А. Андреева, А.Ю. Андреева, З.Ф. Красильника, О.А. Кузнецова, М.В. Степихову, Е.А. Ускову, В.Б. Шмагина, Л.Т. Щипкову. Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты 98-02-16619 и 99-03-32757) и МНТП "Фундаментальная спектроскопия" (проект 08.02.043).

Особая благодарность директору АО "Коперник" М.В. Кузнецову за постоянную финансовую и моральную поддержку.

Список литературы

- [1] S. Coffa, G. Franzo, F. Priolo, A. Pacelli, A. Lacaita. Appl. Phys. Lett., **73**, 93 (1998).
- [2] L. Palmetshofer, Yu. Suprun-Belevich, M. Stepikhova. Nucl. Instr. Meth.; Phys. Rev. B, **127/128**, 479 (1997).
- [3] J. Michel, J.L. Benton, R.F. Ferrante, D.C. Jacobson, D.J. Eaglesham, E.A. Fitzgerald, Y.H. Xie, J.M. Poate, L.C. Kimerling. J. Appl. Phys., **70**, 2672 (1991).
- [4] В.В. Емцев, В.В. Емцев (мл.), Д.Ц. Полоскин, Н.А. Соболев, Е.И. Шек, И. Михель, Л.С. Кимерлинг. ФТП, **33**, 649 (1999).
- [5] Y. Stimmer, A. Reitinger, J.F. Nützel, G. Abstreiter, H. Holzbrecher, Ch. Buchal. Appl. Phys. Lett., **68**, 3290 (1996).
- [6] K. Serna, Jung H. Shin, M. Lohmeier, E. Vlieg, A. Polman, P.F.A. Alkemade. J. Appl. Phys., **79**, 2653 (1996).
- [7] J.F. Nützel, G. Abstreiter. J. Appl. Phys., **78**, 937 (1995).
- [8] H.-J. Gossman, E.F. Schubert. Critical Rev. in Sol. St. and Mater. Sci., **18**, 1 (1993).
- [9] В.П. Кузнецов. Автореф. канд. дис. (Горький, ГИФТИ, 1973).
- [10] В.П. Кузнецов, В.А. Толomasов, А.В. Туманова. Кристаллография, **24**, 1028 (1979).
- [11] В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова, Т.М. Исаева, А.Ю. Андреев, В.А. Толomasов. Изв. вузов. Физика, № 7, 3 (1983).
- [12] В.П. Кузнецов, А.Ю. Андреев, Н.А. Алябина. Электронная промышленность, **9**, 57 (1990).

- [13] В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова, А.Ю. Андреев, Т.Н. Сергиевская. В.А. Толomasов. Кристаллография, **31**, 1180 (1986).
- [14] А.Ю. Андреев, В.П. Кузнецов, В.А. Толomasов. ЖТФ, **57**, 1204 (1987).
- [15] В.П. Кузнецов, В.В. Постников, В.А. Толomasов. Кристаллография, **15**, 391 (1970).
- [16] V.P. Kuznetsov, A.Yu. Andreev, O.A. Kuznetsov. Phys. St. Sol. (a), **127**, 371 (1991).
- [17] В.П. Кузнецов, А.Ю. Андреев, Н.А. Алешина. Тез. докл. 8 Всес. конф. по росту кристаллов (РК-8) (Харьков, 1992) с. 81.
- [18] В.П. Кузнецов, В.В. Постников, Т.Д. Комракова, Е.А. Розанова, Т.Н. Стрижева, Т.М. Зотова. Кристаллография, **20**, 626 (1975).
- [19] А.Ю. Андреев, Н.В. Гудкова, В.П. Кузнецов, В.С. Красильников. Р.А. Рубцова, В.А. Толomasов. Изв. АН СССР. Неорг. матер., **24**, 1423 (1988).
- [20] В.П. Кузнецов. А.с. СССР № 343324. Опубликовано [Бюл. изобретат., № 38 (1989)]. Приоритет от 2.02.1970 г.
- [21] В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова, Т.Н. Сергиевская, В.В. Постников. Кристаллография, **16**, 432 (1971).
- [22] В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова, А.Ю. Андреев, Т.Н. Сергиевская, В.А. Толomasов. Кристаллография, **31**, 135 (1986).
- [23] В.П. Кузнецов, В.В. Постников. Кристаллография, **19**, 346 (1974).
- [24] В.П. Кузнецов, В.А. Толomasов. Кристаллография, **26**, 647 (1981).
- [25] В.П. Кузнецов, А.Ю. Андреев, В.А. Толomasов, В.С. Красильников, О.В. Антипова. Кристаллография, **33**, 1227 (1988).
- [26] А.Ю. Андреев, Б.А. Андреев, М.Н. Дроздов, Х. Элмер, В.П. Кузнецов, Н.Г. Калугин, З.Ф. Красильник, Ю.А. Карпов, Л. Пальметсхофер, К. Пиплитц, Р.А. Рубцова, М.В. Степихова, Е.А. Ускова, В.В. Шмагин, Х. Хуттер. Изв. РАН. Сер. физ., **63**, 392 (1999).
- [27] Б.А. Андреев, А.Ю. Андреев, Д.М. Гапонова, З.Ф. Красильник, А.В. Новиков, М.В. Степихова, В.В. Шмагин, В.П. Кузнецов, Е.А. Ускова, S. Lanzerstorfer. Матер. совец. "Наноботоника" (Нижегород, 1999) с. 81.

Редактор В.В. Чалдышев

Peculiarities of the sublimational molecular beam-epitaxy method and its capabilities in growing Si:Er/Si structures

V.P. Kuznetsov, R.A. Rubtsova

Physico-Technical Research Institute
of Lobachevskii State University,
603600 Nizhni Novgorod, Russia.

Abstract Temperature dependencies (300–77 K) of the electron concentration and Hall mobility in Si:Er layers grown by means of sublimational molecular-beam epitaxy on Si have been investigated. The electrical activity of Er luminescent centres was not revealed.

The possibility of precise control of impurity profiles in the fabrication of $p^+ - n - n^+$ structures for electroluminescence is demonstrated.