

Электрофизические и фотолюминесцентные исследования сверхрешеток {LT-GaAs/GaAs:Si}, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках GaAs с ориентацией (100) и (111)A

© Г.Б. Галиев, Е.А. Климов, А.Н. Ключков, В.Б. Копылов, С.С. Пушкарев[¶]

Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники им. В.Г. Мокерова
Российской академии наук
117105 Москва, Россия

[¶] E-mail: serp456207@gmail.com

(Получена 24 мая 2018 г. Принята к печати 7 июня 2018 г.)

Представлены результаты исследования впервые предложенных и выращенных полупроводниковых структур, сочетающих свойства LT-GaAs и *p*-тип проводимости при легировании кремнием. Структуры представляют собой сверхрешетки {LT-GaAs/GaAs:Si}, где слои LT-GaAs выращены при низкой температуре, в диапазоне 280–350°C, а слои GaAs:Si — при более высокой температуре, 470°C. Дырочный тип проводимости при легировании кремнием обеспечивался использованием подложек GaAs (111)A, выбором температуры роста и соотношения потоков As₄ и Ga. Концентрация дырок монотонно уменьшается с понижением температуры роста слоев LT-GaAs от 350 до 280°C, что объясняется увеличением шероховатости границ раздела слоев и формированием обедненных носителями заряда областей на границах слоев GaAs:Si и LT-GaAs. Эволюция спектров фотолюминесценции при 77 К, вызванная изменением температуры роста LT-GaAs, интерпретирована как обусловленная изменением концентрации точечных дефектов Ga_{As}, V_{Ga}, а также комплексов Si_{Ga}-V_{Ga}, V_{As}-Si_{As}, Si_{As}-Si_{Ga}.

DOI: 10.21883/FTP.2019.02.47110.8918

1. Введение

Полупроводниковые структуры на основе соединений A^{III}B^V, выращенные методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) в низкотемпературном режиме (low temperature growth, LT), широко применяются для изготовления фотопроводящих антенн — источников и детекторов электромагнитного излучения терагерцевого диапазона частот [1–4]. Одним из первых таких материалов был LT-GaAs и структуры на его основе. LT-GaAs имеет субпикосекундные времена жизни фотовозбужденных носителей, большое удельное сопротивление, высокую подвижность носителей заряда и высокую пробивную напряженность [5]. Указанные специфические свойства структур на основе LT-GaAs обусловлены наличием избыточных атомов As в объеме выращенной эпитаксиальной пленки, которые приводят к образованию разнообразных собственных дефектов: атомов As в узлах Ga (As_{Ga}), межузельных атомов As (As_i), вакансий атомов Ga (V_{Ga}). Основными дефектами, отвечающими за специфические свойства LT-GaAs, являются антиструктурные дефекты As_{Ga}, концентрация которых более чем на порядок превосходит концентрацию остальных дефектов [6]. Считается, что дефекты As_{Ga} главным образом ответственны за захват фотовозбужденных носителей заряда и уменьшение их времени жизни. Захватывать электроны могут заряженные дефекты As_{Ga}⁺, концентрация которых в LT-GaAs обычно составляет несколько процентов от полной концентрации дефектов As_{Ga} [7,8].

Для создания фотопроводящих антенн широко используются структуры из LT-GaAs, легированные бе-

риллим [9–11]. В таких структурах происходит снижение механических напряжений и возможно существенное уменьшение времени жизни неравновесных носителей. Считается, что это связано с увеличением доли ионизованных центров [As_{Ga}⁺]/[As_{Ga}] от единиц процентов до ~50% [11] в результате внедрения в решетку LT-GaAs акцепторных атомов Be, которые приводят к ионизации глубоких доноров As_{Ga}. Однако из-за высокой токсичности бериллия использование его при МЛЭ требует дополнительных мер безопасности. Кроме того, наличие в установке МЛЭ источника атомов Be приводит к повышению фоновой акцепторной примеси, что отрицательно сказывается на качестве других гетероструктур, выращиваемых в используемой установке.

Как известно, при стандартных температурах роста в случае использования подложек GaAs с ориентацией (111)A и кремния в качестве легирующей примеси можно вырастить эпитаксиальные пленки GaAs как с *n*-, так и с *p*-типом проводимости [12–16]. Изменение типа проводимости достигается путем изменения давления мышьяка во время эпитаксиального роста. Однако, как показано в [17], изменение типа проводимости эпитаксиальных пленок на подложках GaAs (311)A при легировании кремнием имеет критическую температуру роста (*T*_{cr}), ниже которой проявляется только *n*-тип проводимости. При этом *T*_{cr} = 430°C в случае однородного легирования кремнием и 480°C при δ -легировании кремнием. В литературе отсутствуют данные о низкотемпературных эпитаксиальных пленках с *p*-типом проводимости, выращенных на подложках GaAs (111)A.

Кроме температуры роста и соотношения потоков As₄ и Ga на электрофизические параметры оказывает влияние периодическое прерывание роста. Особенно сильно влияние такого приема сказывается на спектрах фотолюминесценции пленок на подложках GaAs (111)A [18].

Целью настоящей работы является: выращивание структур с *p*-типом проводимости на подложках GaAs без использования бериллия в качестве легирующей примеси, которые обладали бы свойствами LT-GaAs; исследование их морфологии поверхности и электрофизических характеристик; исследование методом спектроскопии фотолюминесценции особенностей их энергетической зонной структуры, связанных с выращиванием на подложках различной ориентации.

2. Образцы и методы исследования

Исследуемые образцы были выращены методом МЛЭ на полуизолирующих подложках GaAs с кристаллографической ориентацией поверхности (100) и (111)A [19,20]. Схематическое изображение поперечного сечения исследуемых образцов представлено на рис. 1.

В каждом процессе эпитаксиального роста на держателе образца одновременно монтировались две половины двухдюймовых подложек GaAs (100) и GaAs (111)A. Образцы на подложках GaAs (100) использовались как опорные при сравнении всех исследуемых характеристик структур. После стандартной процедуры подготовки к росту в установке МЛТ на всех подложках был выращен нелегированный высокотемпературный буферный слой GaAs толщиной 2000 Å. После этого выращивались периодически чередующиеся слои нелегированного низкотемпературного GaAs и слои легированного

| |
|--------------------------------|
| GaAs:Si |
| LT-GaAs |
| <i>i</i> -GaAs |
| Substrate: GaAs(100) or (111)A |

Рис. 1. Схематическое изображение структуры образцов.

Таблица 1. Особенности технологических режимов роста структур (температура роста T_g , отношение потоков As₄ и Ga γ)

| Номер образца | T_g (LT-GaAs), °C | T_g (GaAs:Si), °C | $\gamma = P_{As_4}/P_{Ga}$ |
|---------------|---------------------|---------------------|----------------------------|
| 9V | 350 | 470 | 28 |
| 10V | 300 | 470 | 28 |
| 12V | 280 | 470 | 28 |
| 13V | 300 | 470 | 18 |

кремнием GaAs, уже при более высокой температуре. Толщина каждого из слоев GaAs:Si составляла 850 Å, а LT-GaAs — 1650 Å. Температура роста слоев GaAs:Si была одинаковой для всех образцов и составляла $T_g = 470^\circ\text{C}$, а температура роста слоев LT-GaAs для разных образцов была различна и составляла от 280 до 350°C. Условия роста слоев GaAs:Si выбирали исходя из требования получения *p*-типа проводимости на подложках GaAs (111)A. В нашем случае при скорости роста GaAs 120 Å/мин, температуре роста 470°C и соотношении парциальных давлений молекулярных потоков As₄ и Ga $\gamma = P_{As_4}/P_{Ga} = 28$ атомы кремния преимущественно встраиваются в решетку GaAs (111)A как акцепторы [21]. Таким образом, предложенная структура образцов представляет собой сверхрешетку (СР) {*i*-LT-GaAs(1650 Å)/GaAs:Si(850 Å)} с 4 периодами, в которой слои LT-GaAs и GaAs:Si выращиваются при различных температурах подложки. Необходимость повышения температуры подложки при росте слоев GaAs:Si объясняется тем, что существует критическая температура, ниже которой легирование Si не позволяет получить *p*-тип проводимости на подложках GaAs (*n*11)A [17]. По нашему мнению, при соответствующем выборе технологических условий эпитаксии (T_g, γ) и толщин слоев сверхрешеточная структура {LT-GaAs/GaAs:Si} на GaAs (111)A может обеспечить свойства, сравнимые со свойствами однородно легированного LT-GaAs:Be. В табл. 1 представлены данные о технологических режимах эпитаксиального роста исследуемых структур.

Электрофизические характеристики (подвижность электронов и дырок, их концентрация) были измерены методом ван дер Пау при комнатной температуре. Рельеф поверхности был исследован на установке Raith-150 Two в режиме растровой электронной микроскопии (РЭМ) и методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе Solver P47-PRO. Измерения спектров фотолюминесценции (ФЛ) проводились в комбинированном оптическом криостате в атмосфере азота. Для возбуждения ФЛ использовалось сфокусированное излучение твердотельного лазера с длиной волны 405 нм и мощностью 230 мВт. Детектором сигнала в области энергий фотонов 1.2–2.0 эВ являлся охлаждаемый жидким азотом фотоэлектронный умножитель ФЭУ-62. Спектры ФЛ образцов регистрировались при температуре 77 К с энергетическим разрешением ~ 5 мэВ.

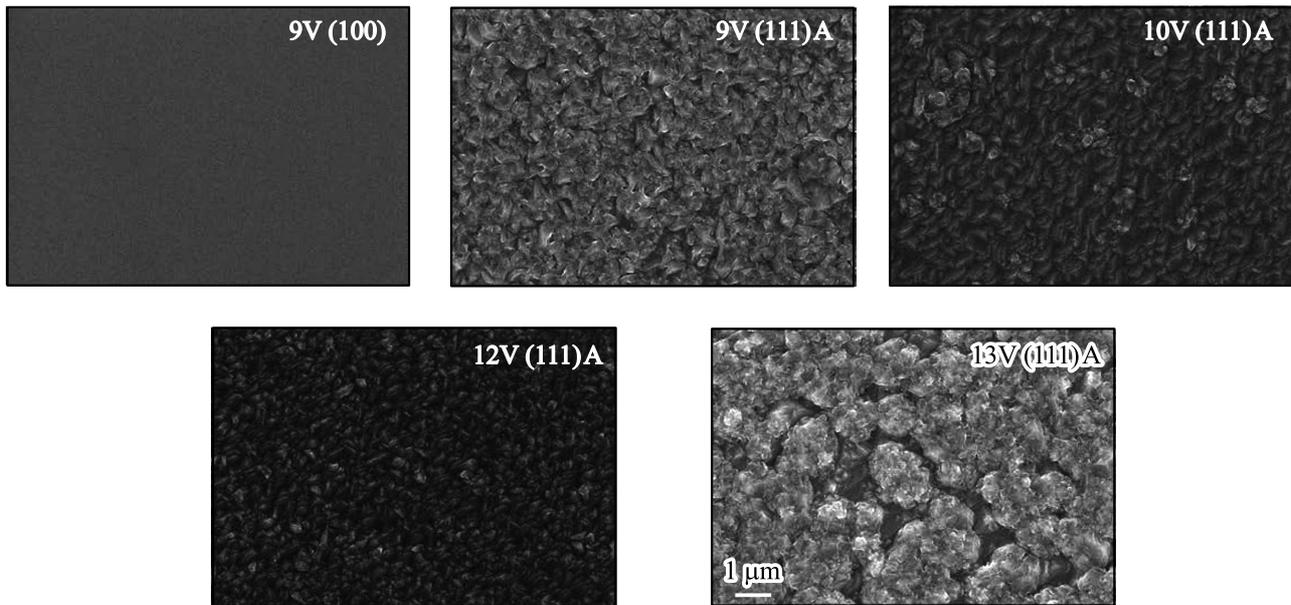


Рис. 2. РЭМ-изображения поверхности образцов.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Электрофизические параметры

Слоевая концентрация легирования N_{Si} , рассчитанная на основе объемной концентрации носителей заряда в толстых однородно легированных пленках GaAs : Si при $T_g = 470^\circ\text{C}$ [21] и суммарной толщины слоев GaAs : Si в сверхрешетках {LT-GaAs/GaAs : Si}, составляет $10.9 \cdot 10^{13}$ и $8.5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ в образцах на подложках GaAs (100) и (111)A соответственно. Как видно из табл. 2, все образцы на подложках GaAs (100) имеют n -тип, а образцы на подложках GaAs (111)A — p -тип проводимости. Слоевая концентрация электронов или

Таблица 2. Электрофизические параметры исследуемых образцов при температуре 300 К (тип, слоевая концентрация N , подвижность μ носителей заряда) и среднеквадратичная шероховатость их поверхности R_q , измеренная на участке $20 \times 20 \text{ мкм}^2$

| Номер образца | Ориентация подложки | Тип проводимости | μ , $\text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ | N , см^{-2} | R_q , нм |
|---------------|---------------------|------------------|---|------------------------|------------|
| 9V | (100) (111)A | n | 1620 | $6.2 \cdot 10^{13}$ | 0.11 |
| | | p | 80 | $3.6 \cdot 10^{13}$ | 8.9 |
| 10V | (100) (111)A | n | 1450 | $1.2 \cdot 10^{13}$ | 0.13 |
| | | p | 34 | $1.4 \cdot 10^{13}$ | 1.4 |
| 12V | (100) (111)A | n | 1330 | $9.3 \cdot 10^{12}$ | 0.14 |
| | | p | 118 | $2.5 \cdot 10^9$ | 9.0 |
| 13V | (100) (111)A | n | 1700 | $1.6 \cdot 10^{13}$ | 0.08 |
| | | p | 89 | $6.7 \cdot 10^{10}$ | 43 |

дырок N всегда ниже, чем слоевая концентрация атомов кремния N_{Si} . При одинаковой температуре роста слоев GaAs : Si с уменьшением температуры роста слоев LT-GaAs наблюдается уменьшение концентрации носителей в образцах на обоих типах подложек, причем оно более существенно в образцах p -типа. Так, от образца 9V (111)A к образцу 12V (111)A концентрация дырок уменьшается более чем на три порядка, в то время как в образцах на подложках GaAs (100) уменьшение концентрации электронов составляет чуть меньше одного порядка.

3.2. Морфология поверхности

Известно, что морфология поверхности эпитаксиальных пленок сильно зависит от кристаллографической ориентации используемых подложек, технологических режимов и параметров слоев образцов [13]. На рис. 2 представлены РЭМ-изображения поверхности исследуемых образцов, а в табл. 2 — значения среднеквадратичной шероховатости поверхности R_q . Поверхность всех образцов на подложках GaAs (100) гладкая и не содержит треугольных или пирамидальных [22], а также вулканообразных [23] дефектов. Значения R_q достаточно малы и составляют 0.08–0.14 нм. Это означает, что используемые в данном случае значения γ и T_g для структур на GaAs (100) не выходят за рамки оптимального технологического режима эпитаксиального роста. Наибольшее значение $R_q=0.14$ нм имеет образец 12V (100), что может быть связано с наименьшей температурой роста слоев LT-GaAs для этого образца (280°C). На рис. 2 представлено РЭМ-изображение образца 9V (100), типичное для всех образцов на GaAs (100).

Поверхность образцов на подложках GaAs (111)A имеет развитый рельеф, состоящий из „холмиков“ и „ямок“, выделенной направленности рельефа не наблюдается. На поверхности образца 9V (111)A кроме треугольных пирамид присутствует большое количество многоугольных пирамид. На поверхности образца 10V (111)A пирамиды имеют более округленные грани, т.е. фасетирование граней проявляется слабее, чем для образца 9V (111)A.

Как видно из табл. 2, наибольшую шероховатость поверхности имеет образец 13V (111)A. Поверхность образца состоит из крупных зерен размером до 1 мкм. Отметим, что вариация значений R_q в ряду образцов 9V (111)A, 10V (111)A, 12V (111)A, несмотря на различные температуры роста слоев LT-GaAs (от 280 до 350°C), относительно небольшая (от 1.4 до 9.0 нм). Существенно большее значение R_q имеет образец 13V (111)A. Укрупнение элементов рельефа поверхности образца 13V (111)A скорее всего, как в работе [22], происходит из-за не вполне оптимального режима эпитаксиального роста этого образца. Сравнение значений R_q образцов 10V (111)A и 13V (111)A позволяет сделать вывод, что ключевым параметром, влияющим на морфологию поверхности, является соотношение потоков As₄ и Ga. При одинаковых температурах роста слоев LT-GaAs и GaAs:Si образец 13V (111)A был выращен при $\gamma = 18$, а образец 10V (111)A — при $\gamma = 28$. Эти данные подтверждают опыт и выводы авторов [22,24] о том, что получение гладкой поверхности пленок на подложках A^{III}B^V с ориентациями (111)A и (111)B осуществимо в гораздо более узком диапазоне значений T_g и γ , чем на подложках с ориентацией (100).

3.3. Спектроскопия фотолюминесценции

На рис. 3 представлены спектры ФЛ исследуемых образцов на подложках GaAs (100) и GaAs (111)A. Для анализа спектров ФЛ мы использовали хорошо известный метод аппроксимации спектра суммой гауссовых функций. В табл. 3 представлены параметры этих гауссианов.

Рассмотрим сначала спектры ФЛ образцов на подложках GaAs (100). Как видно из рис. 3, в излучении присутствуют три полосы: основная полоса с максимумом при энергии $\hbar\omega_0 \approx 1.55$ эВ и две полосы в примесной области спектра с максимумами при $\hbar\omega_1 \approx 1.43-1.46$ эВ и $\hbar\omega_2 \approx 1.2$ эВ. Основная полоса при $\hbar\omega_0 \approx 1.55$ эВ соответствует краевой ФЛ вырожденного n-GaAs и хорошо согласуется с данными других авторов [12,25-27]. Смещение максимума краевой полосы в сторону увеличения энергии относительно ширины запрещенной зоны GaAs происходит за счет вырождения свободных электронов в зоне проводимости. Полоса с максимумом при $\hbar\omega_1 \approx 1.43-1.46$ эВ связывается с переходами электронов из зоны проводимости на акцепторные уровни Ga_{As}⁰ или Si_{As} [14,16]. В нашем случае вероятен вариант образования дефектов Ga_{As} и Si_{As}, поскольку процесс

Таблица 3. Положение максимумов гауссианов примесной ($\hbar\omega_1, \hbar\omega_2$) и основной ($\hbar\omega_0$) полос, их полуширины $\Gamma_1, \Gamma_2, \Gamma_0$ и отношение интенсивностей гауссианов примесной и основной полос $I_1/I_0, I_2/I_0$

| Номер образца | Примесная полоса | | | | | | Основная полоса | | |
|---------------|----------------------|------------------|-----------|----------------------|------------------|-----------|----------------------|------------------|----|
| | гауссиан 1 | | | гауссиан 2 | | | | | |
| | $\hbar\omega_1$, эВ | Γ_1 , мЭВ | I_1/I_0 | $\hbar\omega_2$, эВ | Γ_2 , мЭВ | I_2/I_0 | $\hbar\omega_0$, эВ | Γ_0 , мЭВ | |
| 9V | (100) | 0.999 | 351 | 0.47 | 1.457 | 139 | 0.63 | 1.552 | 56 |
| | (111)A | 0.824 | 523 | 2.29 | 1.432 | 101 | 0.50 | 1.544 | 61 |
| 10V | (100) | 1.200 | 120 | 5.91 | 1.452 | 155 | 0.68 | 1.552 | 61 |
| | (111)A | 1.354 | 250 | 0.54 | 1.380 | 52 | 0.45 | 1.484 | 41 |
| 12V | (100) | 1.198 | 117 | 14.65 | 1.431 | 192 | 0.38 | 1.545 | 71 |
| | (111)A | 1.221 | 119 | 5.69 | 1.379 | 120 | 0.80 | 1.527 | 81 |
| 13V | (100) | 1.045 | 254 | 2.84 | 1.426 | 107 | 1.32 | 1.549 | 56 |
| | (111)A | 1.199 | 141 | 3.88 | 1.417 | 112 | 1.06 | 1.522 | 61 |

эпитаксиального роста идет при небольших давлениях мышьяка (ограничение γ в нашей работе требуется для получения p-типа проводимости выращенных пленок на подложках GaAs (111)A). Гауссиан, описывающий вторую примесную полосу, входит в экспериментально измеренный спектр только своим хвостом, так как максимум второй полосы лежит далеко за пределами измеряемого в нашей работе диапазона энергий фотонов, поэтому параметры этого гауссиана не могут быть достоверно определены. В дальнейшем мы не будем анализировать вторую примесную полосу, отметим лишь, что в GaAs (100) ее чаще всего связывают с комплексом дефектов Si_{Ga}-V_{Ga} [18,26].

Рассмотрим спектры ФЛ образцов на подложках GaAs (111)A. Как видно из рис. 3, в излучении также присутствуют три полосы: основная полоса с максимумом при $\hbar\omega_0 \approx 1.48-1.54$ эВ и две полосы в примесной области спектра с максимумами при $\hbar\omega_1 \approx 1.38-1.43$ эВ и $\hbar\omega_2 \approx 1.20-1.35$ эВ.

Основная полоса для этих образцов расположена в области энергий фотонов $\hbar\omega_0 = 1.52-1.54$ эВ, за исключением образца 10V (111)A, для которого $\hbar\omega_0 = 1.484$ эВ. Поведение примесной полосы в диапазоне $\hbar\omega_1 = 1.38-1.43$ эВ интерпретировать сложнее, чем для образцов на подложках GaAs (100). В первом приближении мы можем рассматривать структуры как выращенные при низком давлении мышьяка, учитывая, что они имеют p-тип проводимости. Полоса с максимумом при $\hbar\omega_0 = 1.48$ эВ в спектрах ФЛ таких образцов обычно приписывается переходу между мелкими уровнями дефектов Si_{Ga} и Si_{As}. В случае p-типа проводимости структур на подложках GaAs (111)A излучение в области $\hbar\omega_1 = 1.38$ эВ приписывают рекомбинации электрона на уровне V_{As} с дыркой на уровне Si_{As} [12]. Наличие V_{As} объяснимо с точки зрения условий роста

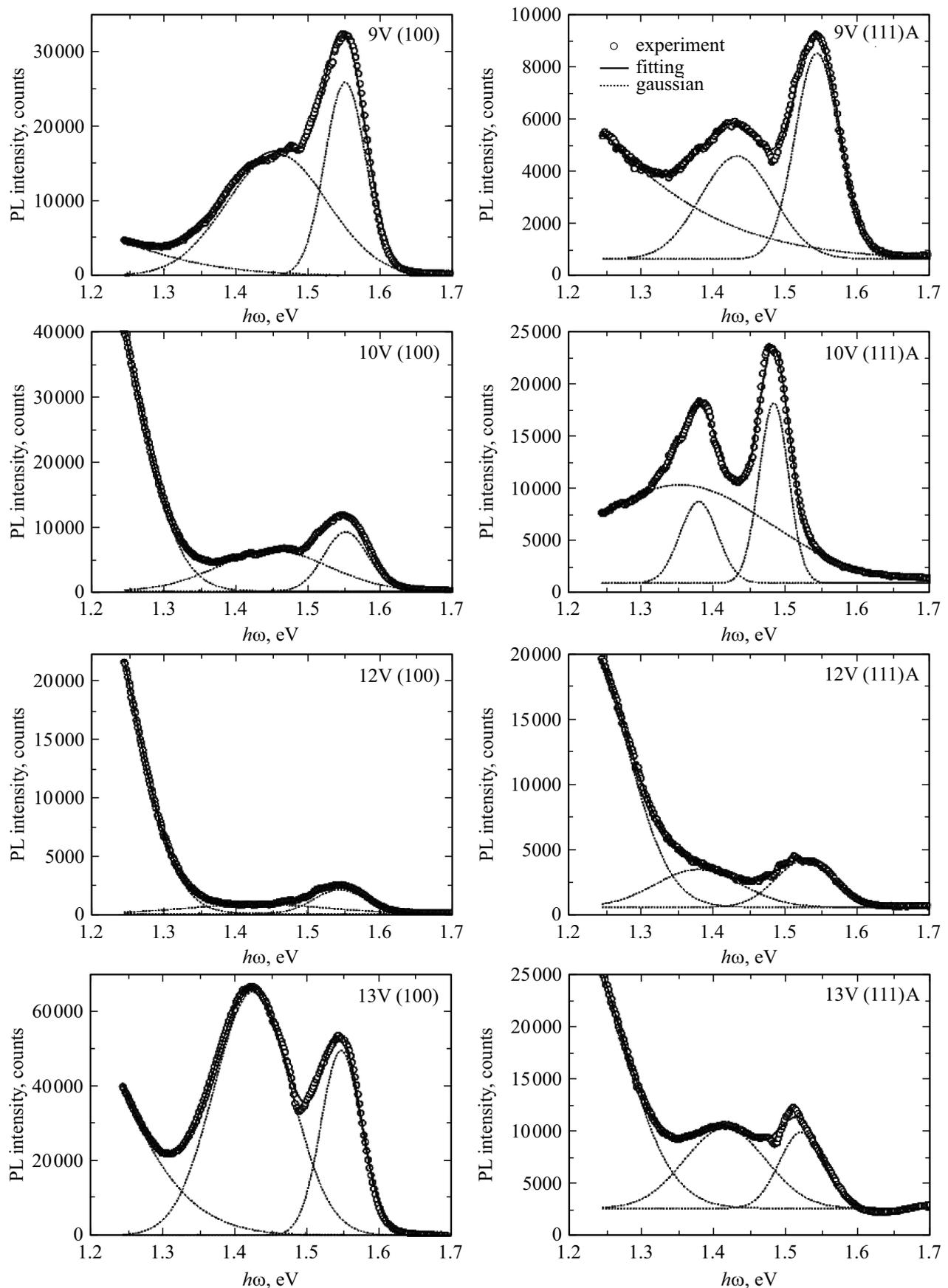


Рис. 3. Спектры фотолуминесценции (PL) структур {LT-GaAs/GaAs:Si} на подложках GaAs (100) и (111)A.

образцов, так как мы используем режим роста при низком давлении As_4 . Смещение максимума второй полосы от $\hbar\omega_1 = 1.38$ эВ в сторону бóльших энергий обычно происходит при увеличении давления As_4 . Такие полосы (при ~ 1.4 эВ) встречаются в спектрах ФЛ GaAs как n -, так и p -типа проводимости. В ранних работах (см. ссылки в [16]) полосу при $\hbar\omega_1 \approx 1.4$ эВ приписывали дефектам Ga_{As} или V_{Ga} . Вышесказанное показывает сложность интерпретации данной полосы. Мы будем исходить из предположения, что в случае роста на подложках GaAs (111)A, кроме дефекта V_{As} , важную роль играет дефект Si_{As} . Если увеличение давления мышьяка, как следует из [12], приводит к сдвигу этой полосы в сторону бóльших энергий, то в нашем случае, когда давление мышьяка одинаково для всех образцов, уменьшение температуры роста также равносильно увеличению давления мышьяка. Однако мы наблюдаем сдвиг полосы в сторону меньших энергий от 1.43 эВ для образца 9V (111)A до 1.38 эВ для образца 12V (111)A. По нашему мнению, это связано с доминированием вклада в эту полосу от дефектов Si_{As} .

Характер спектров ФЛ в диапазоне энергий фотонов $\hbar\omega < 1.3$ эВ указывает на наличие энергетических уровней, связанных с дефектами V_{Ga} в нейтральном и в различных заряженных состояниях (V_{Ga}^{2-} , V_{Ga}^{3-}). Широкую полосу в спектрах ФЛ при $\hbar\omega = 1.15-1.20$ эВ приписывают переходу электронов с уровня Si_{Ga} на уровни дефектов V_{Ga} в различных заряженных состояниях, а также кластерам Si [12,16].

3.4. Обсуждение результатов

Из представленных результатов следует, что существует зависимость электронных транспортных и фотолуминесцентных свойств многослойных структур {LT-GaAs/GaAs:Si} от условий их получения. Так, наблюдается существенное снижение концентрации N свободных электронов и дырок для структур на подложках GaAs (100) и (111)A соответственно при снижении температуры роста слоев LT-GaAs. Условия формирования и толщины легированных слоев GaAs:Si для всех образцов идентичны. Такое поведение концентрации носителей в исследуемых образцах может быть связано с формированием обедненных областей в слоях Si:GaAs на границах с LT-GaAs из-за диффузии электронов или дырок в низкотемпературные слои LT-GaAs и захвата их электронными ловушками. Известно, что концентрация точечных дефектов в LT-GaAs возрастает при снижении температуры роста и является функцией потока мышьяка γ [28].

Для оценки распределения заряда и концентрации носителей заряда в структурах LT-GaAs проводилось моделирование зонной структуры путем решения уравнения Пуассона с заданным слоевым распределением легирующих примесей n - или p -типа и электрически активных дефектов с использованием стандартных уравнений для электростатического потенциала и положения уровня

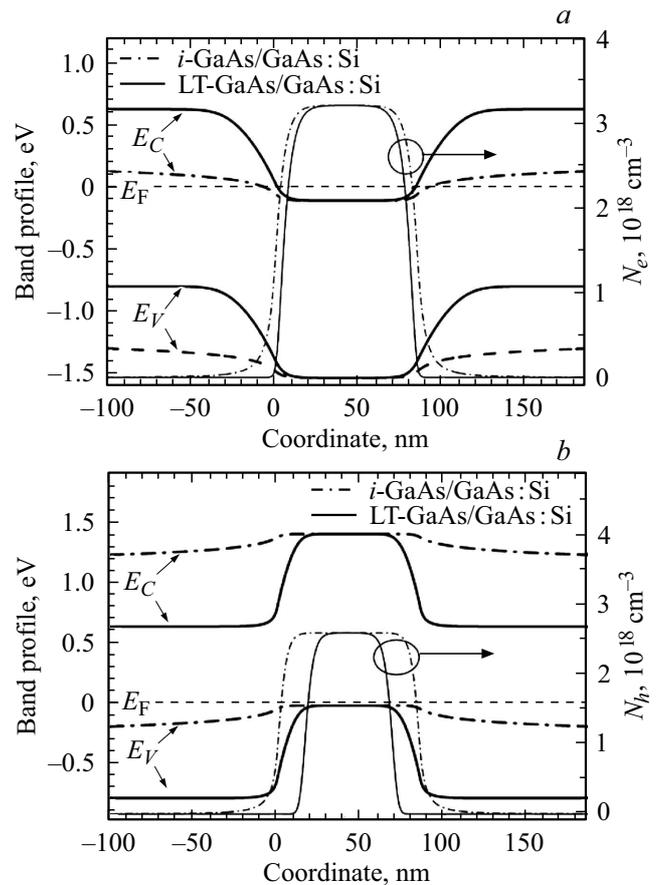


Рис. 4. Профили краев зоны проводимости E_C и валентной зоны E_V , распределения свободных носителей заряда N (электронов N_e и дырок N_h) в одиночном слое GaAs:Si, размещенном между нелегированными слоями i -GaAs (штрих-пунктирные линии) или слоями LT-GaAs (сплошные линии): a — ориентация (100), b — ориентация (111)A.

Ферми E_F [29]. Для описания свойств LT-GaAs использовалась модель точечных дефектов [30–32]. Электронные свойства LT-GaAs в основном определяются дефектами As_{Ga} , проявляющими донорные свойства, с энергетическим положением $E_D \approx 0.7$ эВ относительно края зоны проводимости E_C GaAs, а также акцепторными дефектами, обычно ассоциируемыми с вакансиями V_{Ga} с уровнем на $E_A \approx 0.3$ эВ выше края валентной зоны E_V . Пренебрежем многозарядовой природой этих дефектов. Концентрации донорных, N_D , и акцепторных, N_A , центров в LT-GaAs в общем случае зависят от условий получения образцов — температуры роста, избыточного потока мышьяка, условий отжига и от ориентации подложки, как в нашем случае.

На рис. 4 приведены рассчитанные зонные диаграммы для одиночного слоя GaAs:Si толщиной 85 нм, расположенного между слоями LT-GaAs. Для LT-GaAs использовались типичные значения концентраций дефектов As_{Ga} ($N_D = 2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$) и V_{Ga} ($N_A = 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$). На границе слоев GaAs:Si и LT-GaAs происходит диффузия

носителей заряда из легированных в нелегированные слои LT-GaAs. Для ориентации (111)А (рис. 4, *b*) свободные дырки захватываются донорными центрами As_{Ga} . В результате на границе GaAs : Si/LT-GaAs формируется область пространственного заряда, состоящая из обедненной области с заряженными акцепторами Si^- в слоях GaAs : Si и области с ионизованными дефектами As_{Ga}^+ . Толщина обедненной области возрастает при увеличении концентрации дефектов в LT-GaAs и, следовательно, снижается концентрация дырок. Для сравнения на рис. 4 приведены зонные диаграммы структур GaAs : Si/*i*-GaAs, в которых слои *i*-GaAs не содержат примесей или дефектов. Видно существенное сужение профиля распределения дырок в слое GaAs : Si при переходе от структур GaAs : Si/*i*-GaAs к структурам с низкотемпературными слоями GaAs : Si/LT-GaAs.

В случае ориентации подложки (100) электроны из слоев GaAs : Si захватываются заряженными дефектами As_{Ga}^+ , образовавшимися за счет ионизации дефектов As_{Ga} акцепторами в LT-GaAs. Так как концентрация акцепторов N_A в LT-GaAs обычно существенно ниже, чем концентрация донорных дефектов As_{Ga} , то ожидается, что ширина обедненной области на границе GaAs : Si/LT-GaAs для ориентации (100) будет существенно ниже, чем для (111)А. Это подтверждается измерениями слоевой концентрации N (табл. 2), согласно которым концентрация дырок в образцах на подложках (111)А существенно сильнее зависит от температуры роста слоев LT-GaAs, чем концентрация электронов в образцах на подложках (100).

Для подложек (111)А нам не удалось достичь численного согласия между зонными расчетами и измеренными концентрациями дырок в образцах. Рассчитанная ширина обедненной области на границе слоев GaAs : Si и LT-GaAs (~ 20 нм) значительно меньше толщины слоя GaAs : Si даже при высоких значениях плотностей дефектов As_{Ga} ($N_D \gg N_{Si}$). Таким образом, снижение концентрации дырок в образцах на подложках (111)А может объясняться дополнительными механизмами, например, развитием рельефа поверхности. Известно [13], что в процессе МЛЭ при небольших значениях γ , желательных для получения *p*-типа проводимости на GaAs (111)А при легировании Si, сильно возрастает шероховатость поверхности, что связано с образованием трехгранных или многогранных пирамидальных дефектов. Они имеют фасетированные грани, совпадающие с кристаллографическими плоскостями $\{111\}$. Результат легирования кремнием такой поверхности, а именно соотношение количества атомов Si в подрешетках элементов Ga и As, будет сильно отличаться от результата легирования гладкой поверхности GaAs (111)А. На это указывают данные табл. 2, согласно которым концентрация носителей в структурах на GaAs (111)А коррелирует с величиной среднеквадратичной шероховатости. Дополнительно может происходить перераспределение примесей и дефектов, образование преципитатов As в сверхрешетках $\{LT-GaAs/GaAs : Si\}$ за счет диффузии в

процессе роста при нагреве структур до температуры роста слоев GaAs : Si.

Анализ спектров ФЛ сверхрешеточных структур $\{LT-GaAs/GaAs : Si\}$ можно провести, сравнивая их со спектрами ФЛ толстых слоев LT-GaAs и GaAs : Si, выращенных при таких же условиях. Как правило, люминесцентный сигнал от неотожженных слоев LT-GaAs не наблюдается. После отжига при температурах $\sim 450^\circ C$ в спектрах ФЛ LT-GaAs проявляются полосы при $\hbar\omega \approx 1.36$ эВ и в области $\hbar\omega < 1.25$ эВ [33]. Легированные кремнием слои GaAs, выращенные при близких условиях роста, $T_g = 470^\circ C$ и $\gamma = 28$, имеют линии фотолюминесценции при энергиях 1.35, 1.44 и 1.56 эВ для ориентации подложки (100) и 1.42, 1.48 и 1.508 эВ для ориентации (111)А [21]. Сравнение положений этих пиков со спектрами, приведенными на рис. 3 и в табл. 3, позволяет заключить, что вклад в спектры ФЛ структур $\{LT-GaAs/GaAs : Si\}$ дают как слои GaAs : Si, так и слои LT-GaAs для обоих типов подложек GaAs. При понижении температуры роста слоев LT-GaAs в структурах $\{LT-GaAs/GaAs : Si\}$ снижается интенсивность линии межзонной рекомбинации и линий около 1.4 эВ, характерных для слоев GaAs : Si. При этом увеличивается интенсивность полос с энергиями ниже 1.3 эВ, т.е. возрастает относительный вклад слоев LT-GaAs в ФЛ сверхрешеток $\{LT-GaAs/GaAs : Si\}$. Присутствие линий от низкотемпературных слоев LT-GaAs в спектрах ФЛ исследуемых структур указывает на то, что ненамеренный отжиг, происходящий во время роста высокотемпературных слоев GaAs : Si сверхрешеток, существенно влияет на распределение и концентрации дефектов и центров безызлучательной рекомбинации в этих слоях.

4. Заключение

В данной работе впервые предложены и получены сверхрешеточные структуры, сочетающие свойства LT-GaAs и *p*-тип проводимости, причем это достигнуто использованием кремния в качестве легирующей примеси. Структуры представляют собой сверхрешетки $\{LT-GaAs/GaAs : Si\}$, где LT-GaAs — слои низкотемпературного GaAs, а GaAs : Si — легированные кремнием слои GaAs, выращенные при более высокой температуре, обеспечивающей *p*-тип легирования для подложек с ориентацией (111)А.

Исследованы электрофизические и фотолюминесцентные свойства структур $\{LT-GaAs/GaAs : Si\}$, полученных при различных давлениях мышьяка и температурах роста слоев LT-GaAs. Показано, что все образцы, полученные на подложках GaAs (100), имеют *n*-тип проводимости, а образцы на GaAs (111)А — *p*-тип проводимости. Концентрация электронов в образцах на подложках GaAs (100) и дырок в образцах на GaAs (111)А монотонно уменьшается с понижением температуры роста слоев LT-GaAs от 350 до 280 $^\circ C$, что объясняется увеличением шероховатости поверхности,

а также формированием обедненных носителями заряда областей на границах слоев GaAs:Si и LT-GaAs. Величина среднеквадратичной шероховатости поверхности образцов на GaAs (100) слабо и монотонно увеличивается от 0.10 до 0.14 нм с понижением температуры роста слоев LT-GaAs. Для образцов на GaAs (111)A зависимость R_q от T_g более сложная.

В спектрах ФЛ в диапазоне энергий фотонов 1.20–1.65 эВ выделены основная и примесная полосы. Основная полоса для образцов с высокой концентрацией электронов и дырок соответствует вырожденному n - и p -GaAs. В случае образцов на GaAs (100) примесные полосы, их энергетические положения и интенсивности ассоциированы с дефектами Ga_{As} (1.43–1.46 эВ, переход из зоны проводимости) и комплексами Si_{Ga}-V_{Ga} (~ 1.2 эВ, для образцов на подложках обеих ориентаций). В случае образцов на GaAs (111)A интенсивная полоса при $\hbar\omega \approx 1.48$ эВ, по нашему мнению, связана с большой концентрацией точечных дефектов Si_{Ga}, Si_{As} и переходом между уровнями Si_{Ga}-Si_{As}. Примесная полоса при $\hbar\omega \approx 1.38$ эВ ассоциирована с переходами электронов между V_{As} и Si_{As}. Изменение положения примесной полосы от 1.38 до 1.43 эВ связано с изменением вклада в спектр ФЛ от дефектов Si_{As}.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты 16-29-03294 офи_м, 18-32-00157 мол_а) и Совета по грантам Президента РФ (проект МК-2342.2017.2).

Список литературы

- [1] A. Krotkus. J. Phys. D: Appl. Phys., **43**, 273001 (2010).
- [2] I. Kostakis, M. Missous. AIP Adv., **3**, 092131 (2013).
- [3] N. Kim, S.-P. Han, H. Ko, Y.A. Leem, H.-C. Ryu, C.W. Lee, D. Lee, M.Y. Jeon, S.K. Noh, K.H. Park. Opt. Express, **19** (16), 15397 (2011).
- [4] H. Roehle, R.J.B. Dietz, H.J. Hensel, J. Böttcher, H. Künzel, D. Stanze, M. Schell, B. Sartorius. Opt. Express, **18** (3), 2296 (2010).
- [5] I.S. Gregory, C. Baker, W.R. Tribe, M.J. Evans, H.E. Beere, E.H. Linfield, A.G. Davies, M. Missous. Appl. Phys. Lett., **83**, 4199 (2003).
- [6] M. Missous, S. O'Hagan. J. Appl. Phys., **75** (7), 3396 (1994).
- [7] X. Liu, A. Prasad, W.M. Chen, A. Kurpiewski, A. Stoschek, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber. Appl. Phys. Lett., **65**, 3002 (1994).
- [8] X. Liu, A. Prasad, J. Nishio, E.R. Weber, Z. Liliental-Weber, W. Walukiewicz. Appl. Phys. Lett., **67**, 279 (1995).
- [9] A. Krotkus, K. Bertulis, L. Dapkus, U. Olin, S. Marcinkevicius. Appl. Phys. Lett., **75**, 3336 (1999).
- [10] M. Haiml, U. Siegner, F. Morier-Genoud, U. Keller, M. Luysberg, P. Specht, E.R. Weber. Appl. Phys. Lett., **74**, 1269 (1999).
- [11] P. Specht, R.C. Lutz, R. Zhao, E.R. Weber, W.K. Liu, K. Bacher, F.J. Towner, T.R. Stewart, M. Luysberg. J. Vac. Sci. Technol. B, **17**, 1200 (1999).
- [12] F. Piazza, L. Pavesi, M. Henini, D. Johnston. Semicond. Sci. Technol., **7**, 1504 (1992).
- [13] T. Ohachi, J.M. Feng, K. Asai, M. Uwani, M. Tateuchi, P.O. Vaccaro, K. Fujita. Microelectronics J., **30**, 471 (1999).
- [14] Г.Б. Галиев, В.Г. Мокеров, Ю.В. Слепнев, Ю.В. Хабаров, А.А. Ломов, Р.М. Имамов. ЖТФ, **69** (7), 68 (1999).
- [15] Г.Б. Галиев, В.Э. Каминский, В.Г. Мокеров, Л.Э. Велиховский. ФТП, **35** (4), 427 (2001).
- [16] L. Pavesi, M. Henini, D. Johnston. Appl. Phys. Lett., **66**, 2846 (1995).
- [17] K. Agawa, K. Hirakawa, N. Sakamoto, Y. Hashimoto, T. Ikoma. Appl. Phys. Lett., **65**, 1171 (1994).
- [18] A. Miyagawa, T. Yamamoto, Y. Ohnishi, J.T. Nelson, Y. Ohachi. J. Cryst. Growth, **237–239**, 1434 (2002).
- [19] Г.Б. Галиев, Е.А. Климов, А.Л. Васильев, Р.М. Имамов, С.С. Пушкарев, И.Н. Трунькин, П.П. Мальцев. Кристаллография, **62** (1), 77 (2017).
- [20] D.I. Khusyainov, C. Dekeyser, A.M. Buryakov, E.D. Mishina, G.B. Galiev, E.A. Klimov, S.S. Pushkarev, A.N. Klochkov. Intern. J. Mod. Phys. B, **31**, 1750195 (2017).
- [21] Г.Б. Галиев, Е.А. Климов, А.Н. Клочков, С.С. Пушкарев, П.П. Мальцев. ФТП, **52** (3), 395 (2018).
- [22] C.D. Yerino, B. Lang, D.L. Huffaker, P.J. Simmonds, M.L. Lee. J. Vac. Sci. Technol. B, **35** (1), 010801 (2017).
- [23] Л.Л. Анисимова, А.К. Гутаковский, И.В. Ивонин, В.В. Преображенский, М.А. Пулято, Б.Р. Семягин, С.В. Субач. Журнал структурной химии, **45**, 96 (2004).
- [24] Paul J. Simmonds, Minjoo Larry Lee. J. Appl. Phys., **112**, 054313 (2012).
- [25] N.H. Ku, F.K. Reinhart. J. Appl. Phys., **83** (2), 718 (1998).
- [26] D. Johnston, L. Pavesi, M. Henini. Microelectronics J., **26**, 759 (1995).
- [27] И.А. Бобровникова, М.Д. Вилисова, И.В. Ивонин, Л.Г. Лаврентьева, В.В. Преображенский, М.А. Пулято, Б.Р. Семягин, С.В. Субач, С.Е. Торопов. ФТП, **37** (9), 1072 (2003).
- [28] M. Luysberg, H. Sohn, A. Prasad, P. Specht, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber, J. Gebauer, R. Krause-Rehberg. J. Appl. Phys., **83**, 561 (1998).
- [29] Г.Б. Галиев, И.С. Васильевский, Е.А. Климов, А.Н. Клочков, Д.В. Лаврухин, С.С. Пушкарев, П.П. Мальцев. ФТП, **49** (9), 1243 (2015).
- [30] D.C. Look, D.C. Walters, G.D. Robinson, J.R. Sizelove, M.G. Mier, C.E. Stutz. J. Appl. Phys., **74**, 306 (1993).
- [31] E.A.P. Prieto, S.A.B. Vizcara, A.S. Somintac, A.A. Salvador, E.S. Estacio, C.T. Que, K. Yamamoto, M. Tani. J. Opt. Soc. Am. B, **31** (2), 291 (2014).
- [32] M. Stellmacher, J. Nagle, J.F. Lampin, P. Santoro, J. Vaneecloo, A. Alexandrou. J. Appl. Phys., **88**, 6026 (2000).
- [33] Г.Б. Галиев, Е.А. Климов, М.М. Грехов, С.С. Пушкарев, Д.В. Лаврухин, П.П. Мальцев. ФТП, **50** (2), 195 (2016).

Редактор Л.В. Шаронова

**Electrophysical and photoluminescent
study of epitaxial superlattices
{LT-GaAs/GaAs : Si} on GaAs (100)
and (111)A substrates**

*G.B. Galiev, E.A. Klimov, A.N. Klochkov, V.B. Kopylov,
S.S. Pushkarev*

Mokerov Institute
of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics,
Russian Academy of Sciences,
117105 Moscow, Russia

Abstract The novel structures possessing LT-GaAs properties and p -type conductivity are devised, grown by molecular-beam epitaxy and investigated. The structures are superlattices {LT-GaAs/GaAs : Si} with LT-GaAs layers grown at low temperature in the range 280–350°C and GaAs : Si layers grown at higher temperature 470°C. The hole type conductivity is obtained by using of GaAs (111)A substrate and by the choice of appropriate growth temperature and As_4/Ga flow ratio. The hole concentration monotonically reduces while LT-GaAs growth temperature reduces from 350 to 280°C because of the interface roughness increase and formation of depleted regions at LT-GaAs/GaAs : Si interfaces. Photoluminescence spectra evolution due to LT-GaAs growth temperature varying is explained by change of Ga_{As} , V_{Ga} point defects and $Si_{Ga}-V_{Ga}$, $V_{As}-Si_{As}$, $Si_{As}-Si_{Ga}$ complexes concentrations.