

# Структурные и фотолюминесцентные свойства низкотемпературного GaAs, выращенного на подложках GaAs (100) и GaAs (111)A

© Г.Б. Галиев\*, Е.А. Климов\*, М.М. Грехов<sup>+</sup>, С.С. Пушкарев\*, Д.В. Лаврухин\*, П.П. Мальцев\*

\* Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук, 117105 Москва, Россия

<sup>+</sup> Национальный исследовательский ядерный университет „МИФИ“, 115409 Москва, Россия

E-mail: galiev\_galib@mail.ru

(Получена 19 мая 2015 г. Принята к печати 3 июня 2015 г.)

Исследовались нелегированные, однородно легированные Si и  $\delta$ -легированные Si слои GaAs, выращенные методом молекулярно-лучевой эпитаксии при температуре 230°C на подложках GaAs с кристаллографической ориентацией (100) и (111)A. Давление As<sub>4</sub> варьировалось. Шероховатость поверхности образцов определялась с помощью атомно-силовой микроскопии, кристаллическое совершенство образцов — с помощью рентгеновской дифрактометрии, энергетические уровни различных дефектов — с помощью спектроскопии фотолюминесценции при температуре 79 К. Показано, что кристаллическая структура более дефектна в случае использования подложек GaAs (111)A. Также показано влияние величины потока As<sub>4</sub> во время роста на кристаллическую структуру низкотемпературного GaAs, выращенного на разных типах подложек.

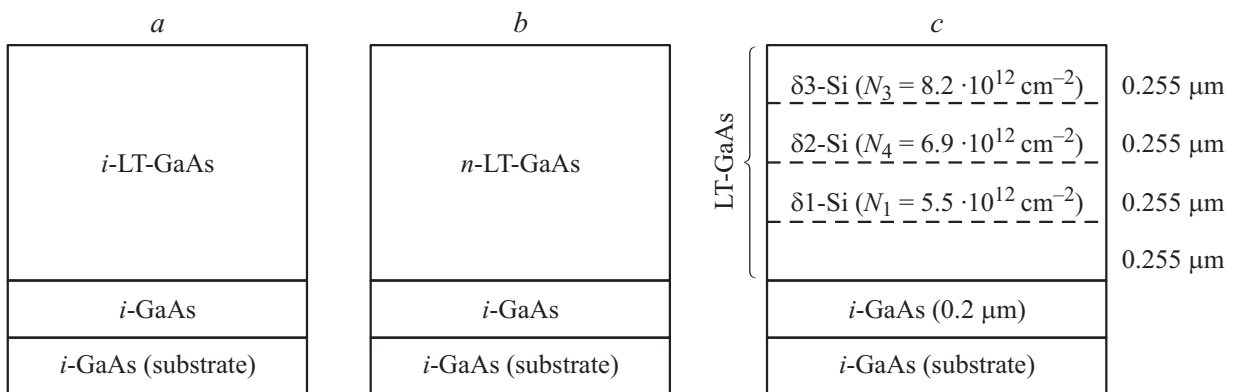
## 1. Введение

В течение последних двух десятилетий не ослабевает интерес к пленкам GaAs, эпитаксиально выращиваемым при низких температурах: 160–350°C (low-temperature GaAs, LT-GaAs). Этот интерес обусловлен уникальными свойствами данного материала, такими как: большое удельное сопротивление, высокое пробивное напряжение и сверхмалое время жизни носителей заряда [1]. Такие свойства LT-GaAs связаны с присутствием в его кристаллической структуре избыточных атомов мышьяка, которые захватываются растущим слоем во время эпитаксиального роста при низкой температуре. Излишек As в LT-GaAs может достигать до 1.5 ат.% и зависит от таких технологических параметров, как температура роста  $T_g$  и отношение потоков мышьяка и галлия  $\gamma = P_{As}/P_{Ga}$  [2–4]. Низкотемпературному GaAs присущи все элементарные точечные дефекты: вакансии галлия и мышьяка ( $V_{Ga}$  и  $V_{As}$ ), межузельные атомы галлия и мышьяка ( $Ga_i$ ,  $As_i$ ), донорные и акцепторные точечные дефекты ( $Si_{Ga}$ ,  $Si_{As}$ ). Кроме того, точечные дефекты могут образовывать комплексы (например,  $As_{Ga}-V_{Ga}$ ), находящиеся в нейтральном или заряженном состоянии. Как правило, LT-GaAs слои после роста подвергаются отжигу, в результате чего у них появляется ряд особых электрофизических и оптических характеристик. Эти характеристики вызваны улучшением кристаллической структуры LT-GaAs, сопровождающимся формированием преципитатов мышьяка. Концентрация преципитатов As, их размеры и пространственное распределение определяются как технологическими условиями роста ( $T_g$  и  $\gamma$ ), так и условиями последующего отжига (температурой и продолжительностью). К низкотемпературным режимам роста относят диапазон  $T_g$

от 160 до 350°C, при этом значение  $\gamma$  также может варьироваться в широком диапазоне от 5 до 40 [4–6]. Послеростовой отжиг LT-GaAs проводится в большинстве случаев в камере роста установки молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), типичные температуры составляют от 500 до 600°C. При этом время отжига может составлять от нескольких минут до 1 ч. Также может быть использован импульсный отжиг до 800°C длительностью до 30 с [7,8].

На пространственное распределение преципитатов As и на их размеры влияют как тип легирующей примеси (Si либо Be), так и геометрия LT-GaAs структуры. В работе [9] показано, что распределение преципитатов As в случае выращивания отдельных LT-GaAs слоев  $i$ -,  $n$ - и  $p$ -типов проводимости различается. В случае же выращивания на одной подложке  $p-i-n$  структуры на основе LT-GaAs преципитаты As распределяются не так, как в случае формирования отдельных слоев. В работе [8] исследовано влияние гетерограницы  $Al_xGa_{1-x}As/GaAs$  на распределение преципитатов As при изменении мольной доли Al ( $x$ ) от 0.2 до 0.4. Формирование обогащенных или обедненных преципитатами As областей на границах раздела  $Al_xGa_{1-x}As/GaAs$  авторы объясняют диффузией избыточных атомов мышьяка из  $Al_xGa_{1-x}As$  в GaAs.

Если в течение 1990-х годов в основном изучались нелегированные или объемно-легированные слои LT-GaAs, то начиная с 1998 года появляются работы, где исследуются LT-GaAs слои, содержащие  $\delta$ -слои изо-валентных примесей: Al, In, Sb, P [10–14]. Как показано в этих работах, плоскости  $\delta$ -слоев служат областями аккумуляции преципитатов As либо, наоборот, областями обеднения. В работе [10] показано, что при эквидистантном расположении  $\delta$ -Sb и  $\delta$ -P слоев в LT-GaAs возможно



**Рис. 1.** Дизайн исследуемых образцов: *a* — нелегированные образцы; *b* — однородно легированные образцы; *c* —  $\delta$ -легированные образцы.

создание сверхрешеток на основе упорядоченного расположения преципитатов As в матрице LT-GaAs после отжига благодаря различному влиянию  $\delta$ -Sb и  $\delta$ -P слоев на процесс преципитатообразования.

Нам известна только одна работа [15], где  $\delta$ -слои образованы атомами Si и Be, т. е. элементами, используемыми в GaAs в качестве легирующих примесей для получения *n*- и *p*-типа проводимости. В работе [15] показано, что эквидистантно расположенные на расстоянии 100 нм  $\delta$ -Si слои способствуют аккумуляции преципитатов As в своей плоскости, а  $\delta$ -Be слои — в областях между  $\delta$ -Be слоями.

Таким образом, к настоящему времени достаточно детально исследовано влияние изовалентных примесей Al, In, P, Sb на процесс преципитации избыточного As в LT-GaAs. Все известные нам работы были проведены на структурах, выращенных на подложках GaAs с кристаллографической ориентацией (100). Мы предполагаем, что исследование LT-GaAs структур на подложках GaAs с ориентацией (111) представляет как научный, так и практический интерес. Этот интерес обусловлен отличием поверхностей (100) и (111)A GaAs и разной степенью проявления свойства амфотерности атомов Si, осаждаемых на этих поверхностях.

Из литературных данных известно, что кремний как легирующая примесь в эпитаксиальных пленках, выращенных на GaAs (111)A при стандартных температурах роста (500–600°C), проявляет ярко выраженные амфотерные свойства. Так, меняя соотношение потоков мышьяка и галлия  $\gamma$ , на подложке GaAs (111)A можно вырастить легированные кремнием слои GaAs как с *n*-, так и с *p*-типом проводимости [16,17]. Различие электрофизических свойств эпитаксиальных пленок на подложках GaAs (100) и GaAs (111)A обусловлено отличием состояния ери-ready поверхностей данных подложек. На растущей поверхности GaAs (100) имеется по одной оборванной связи на атом Ga, а на поверхности GaAs (111)A — по две оборванных связи [18,19]. Это в свою очередь приводит к разным условиям для диссоци-

ации молекул мышьяка As<sub>4</sub> и их встраивания в узлы кристаллической решетки GaAs в процессе эпитаксиального роста. Кроме того, существует сильная конкуренция между атомами As и Si при занятии узлов Ga и As в GaAs. Эта конкуренция может управляться технологическими режимами роста, а именно температурой подложки и соотношением потоков мышьяка и галлия. Отсюда следует, что LT-GaAs структуры, выращенные на подложках GaAs (100) и GaAs (111)A и легированные кремнием, будут иметь разные электрофизические и структурные свойства.

Как ни странно, в литературе отсутствуют сведения о LT-GaAs структурах, выращенных на подложках GaAs (111)A.

В данной работе представлены результаты исследования структурных и фотолюминесцентных характеристик LT-GaAs структур, выращенных на подложках GaAs (100) и GaAs (111)A.

## 2. Образцы и методика эксперимента

Отличие исследуемых в данной работе LT-GaAs структур от структур из нашей предыдущей работы [20] заключается в нескольких принципиальных моментах. Первым и основным отличием является использование подложек GaAs с ориентацией (111)A для выращивания LT-GaAs структур. В работе [20] были использованы только подложки GaAs (100). Другими отличиями является введение в выращиваемые структуры буферного слоя толщиной 0.2 мкм между подложкой и LT-GaAs слоем, а также выращивание структур при различных значениях  $\gamma$ . Буферный слой выращивался при стандартной температуре роста GaAs, которая в нашем случае составляла 560°C.

Исследуемые в данной работе образцы были выращены на полуизолирующих подложках GaAs (100) и GaAs (111)A методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Дизайн образцов представлен на рис. 1. Образцы состоят из двух слоев: слоя *i*-GaAs толщиной

Таблица 1. Особенности дизайна и условий роста исследуемых образцов

№ образца	Ориентация подложки		Способ легирования			$\gamma$	
	(100)	(111)A	отсутствует	однородно легированные	$\delta$ -легированные	LT-GaAs	GaAs (буфер)
973						16	16
975						20	20
976						20	25
977						16	25
978						18	25
980						21	30
981						45	39
982						45	50

0.2 мкм, выращенного при температуре 560°C, и слоя LT-GaAs толщиной  $\sim 1$  мкм, выращенного при температуре 230°C. Низкотемпературные слои GaAs были нелегированные (образцы № 973, 976), однородно легированные кремнием (образцы № 977, 980), а также содержащие три  $\delta$ -слоя кремния, расположенные на расстоянии 0.255 мкм друг от друга (образцы № 975, 978, 981 и 982). Отличие однородно легированных образцов заключалось в уровне легирования: для образца № 977 он составлял  $N_{Si} = 8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , а для образца № 980 —  $N_{Si} = 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Концентрация атомов Si в  $\delta$ -слоях составляла  $N_1 = 5.5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ ,  $N_2 = 6.9 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ ,  $N_3 = 8.2 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Образцы № 973, 975 и 981 были выращены на подложках GaAs (100), а образцы № 976, 977, 978, 980 и 982 — на подложках GaAs (111)A. Особенность образцов № 981 и 982 заключалась в том, что они были выращены при повышенных значениях  $\gamma$  (см. табл. 1). Тип подложек и условия выращивания образцов представлены в табл. 1.

Морфология поверхности образцов была исследована методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе Solver P47-PRO. Кристаллическая структура образцов была проанализирована методом высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии на рентгеновском дифрактометре Ultima IV. Для анализа энергетических уровней в зонной структуре образцов был использован метод спектроскопии фотолуминесценции (ФЛ). Для возбуждения ФЛ применялся гелий-неоновый лазер с энергией фотонов 1.95 эВ и плотностью мощности излучения 250 Вт/см<sup>2</sup>. Сигнал ФЛ детектировался охлаждаемым фотоэлектронным умножителем. Образцы при этом находились в оптическом криостате при температуре 79 К.

### 3. Результаты и обсуждение

#### 3.1. Исследование морфологии поверхности

Известно, что морфология поверхности эпитаксиальных пленок сильно зависит от кристаллографической ориентации используемых подложек и технологических режимов роста. На рис. 2 представлены АСМ изображения образцов № 973, 975, 981, выращенных на GaAs (100), и образцов № 976, 977, 978, 982, выращенных на GaAs (111)A. Определенные по этим измерениям значения среднеквадратичной шероховатости поверхности образцов  $R_q$  представлены в табл. 2. Как видно из рис. 2, а также из табл. 2, морфология поверхности зависит от ориентации используемых подложек, а также от величины  $\gamma$ . Поведение шероховатости поверхности в зависимости от ориентации подложки и значения  $\gamma$  согласуется с данными работы [21] для высокотемпературных эпитаксиальных пленок GaAs, выращенных на подложках GaAs (100) и GaAs ( $n11$ ), где  $n = 1, 2, 3, 4$ . Так, поверхность образцов, выращенных на подложках

Таблица 2. Отношение потоков As<sub>4</sub> и Ga ( $\gamma$ ) и среднеквадратичная шероховатость поверхности образцов ( $R_q$ )

№ образца	Ориентация подложки	$\gamma$	$R_q$ , нм
973	(100)	16	3.9
975	(100)	20	0.9
976	(111)A	20	16.2
977	(111)A	16	11.5
978	(111)A	18	10.3
981	(100)	45	9.9
982	(111)A	45	10.3

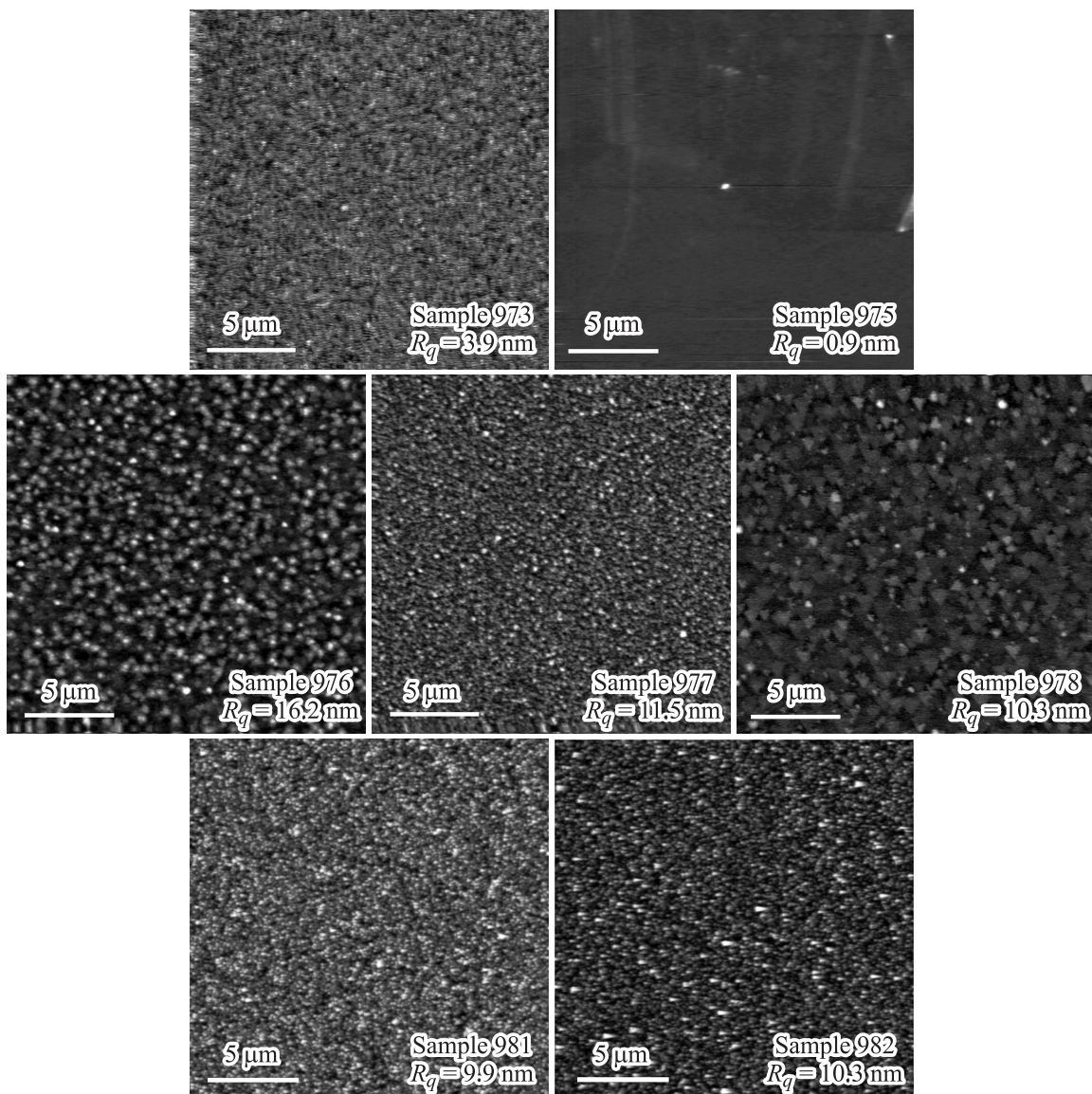


Рис. 2. АСМ изображения исследуемых образцов ( $20 \times 20$  мкм).

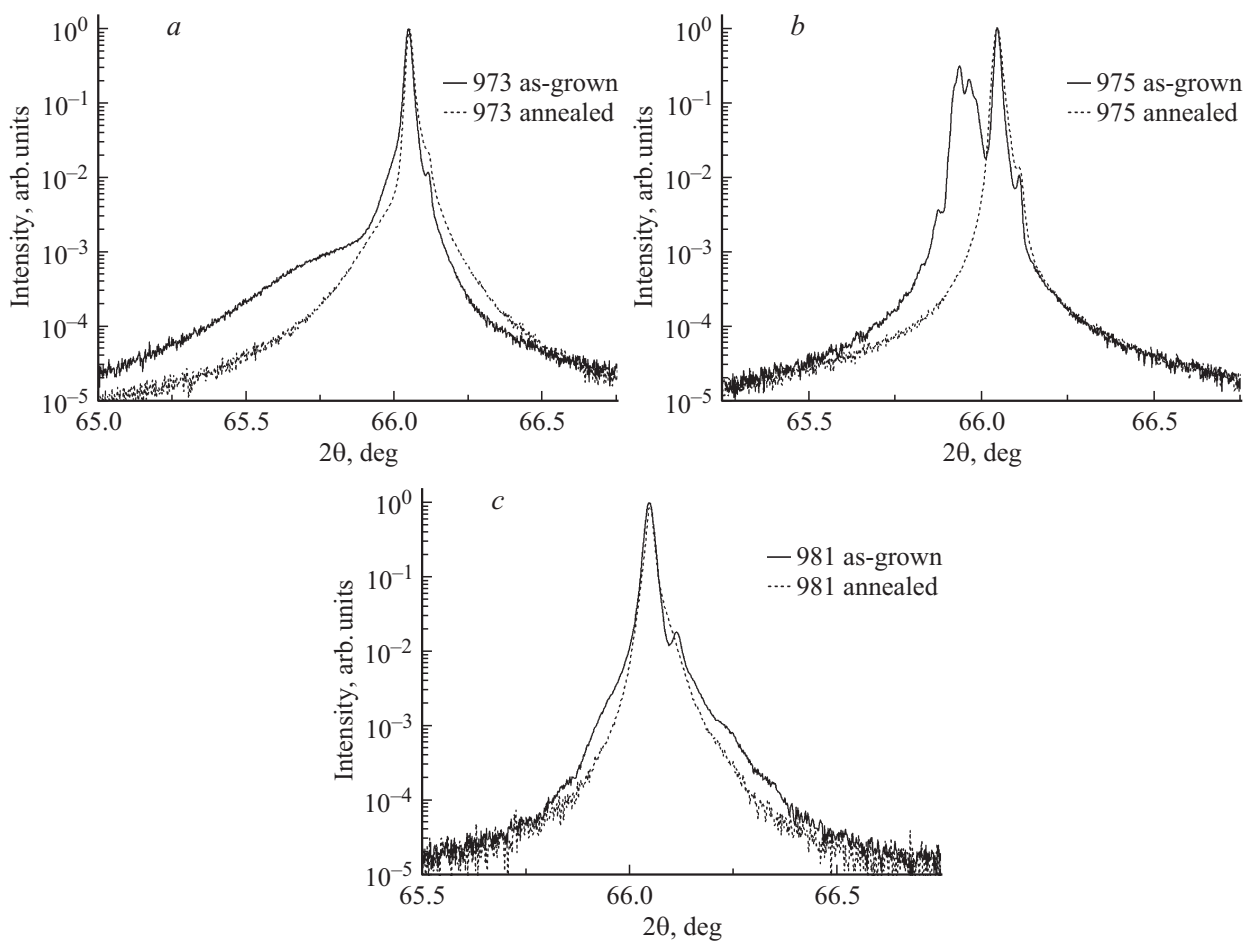
GaAs (111)A, имеет зернистый рельеф с характерным размером зерен 100–150 нм, а среднеквадратичная шероховатость поверхности  $R_q$  для таких образцов всегда больше. Измерения показали, что рельеф поверхности и значения  $R_q$  не изменяются после отжига, поэтому все представленные изображения относятся к отожженным образцам.

Рассмотрим пару образцов № 973 и 975, выращенных на подложках GaAs (100). У них одинаковый дизайн и одинаковые технологические режимы роста, но значения  $R_q$  существенно различаются. По нашему мнению, улучшение морфологии и уменьшение  $R_q$  образца № 975 по сравнению с образцом № 973 связано с легированием: во время формирования  $\delta$ -Si слоя молекулярный источник Si, нагретый до  $T_{Si} = 1120^\circ\text{C}$ , открыт и температура на поверхности образца будет превосходить температу-

ру подложки, контролируемую с помощью термопары на обратной стороне подложки. Как показывают оценки, проведенные в работе [4], реальная температура может отличаться от номинальной до  $80^\circ\text{C}$ , т.е. в этом случае идет улучшение структурного совершенства образца уже во время роста.

Также влиянием нагретой кремниевой ячейки ( $T_{Si}$ ) и повышением температуры поверхности образца можно объяснить поведение  $R_q$  для образцов № 976, 977 и 978 (образцы на подложках GaAs (111)A). Сравнение  $R_q$  образцов № 976 и 977 показывает уменьшение  $R_q$  для однородно легированного кремнием образца (№ 977) по сравнению с нелегированным образцом (№ 976) от 16.2 до 11.5 нм. Однородное легирование кремнием проводилось при температуре кремниевого источника  $T_{Si} = 1000^\circ\text{C}$ . Наблюдаемое влияние температуры крем-





**Рис. 3.**  $\theta/2\theta$ -кривые дифракционного отражения (400) для образцов на подложках GaAs (100): *a* — № 973, *b* — № 975, *c* — № 981.

ниевое источника при росте LT-GaAs проявляется также при сравнении значений  $R_q$  образцов № 977 и 978. При росте образца № 978 во время формирования  $\delta$ -Si слоев температура кремниевого источника составляла  $T_{Si} = 1120^\circ\text{C}$ . Подчеркнем еще раз, что шероховатость поверхности мы сравнивали у образцов, выращенных при одинаковом  $\gamma$ , имеющих одинаковые толщины слоев, но отличающихся ориентациями подложек и уровнем легирования. Таким образом, представленные в этом разделе данные показывают, что на структурное совершенство LT-GaAs структур оказывает влияние не только послеростовой отжиг, но и температура кремниевого источника при создании легированных LT-GaAs структур с определенным уровнем легирования.

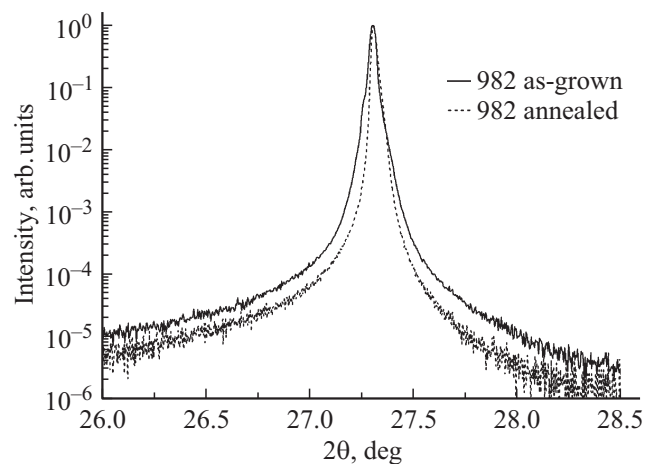
При увеличении отношения потоков  $\text{As}_4$  и Ga различие морфологии поверхности образцов на подложках GaAs (100) и GaAs (111)A исчезает, поверхность становится мелкозернистой и шероховатой в обоих случаях.

### 3.2. Исследование кристаллической структуры

Как отмечалось во введении, рентгенодифракционные измерения являются одним из важных методов

исследования LT-GaAs, позволяющих оценить кристаллическую структуру LT-GaAs, определить параметры решетки и т.д.

На рис. 3 представлены нормированные кривые дифракционного отражения (КДО) в режиме  $\theta/2\theta$ -скани-



**Рис. 4.**  $\theta/2\theta$ -кривая дифракционного отражения (400) для образца № 982 на подложке GaAs (111)A.

**Таблица 3.** Значения ширины на половине высоты основного пика на КДО образцов до и после отжига

№ образца	Ориентация подложки GaAs	$\Delta(2\theta)_{1/2}$ , град.	
		до отжига	после отжига (580°С 1 ч)
973	(100)	0.0198	0.0187
975	(100)	0.0155	0.0219
976	(111)А	0.0226	0.0319
977	(111)А	0.0217	0.0238
978	(111)А	0.0160	0.0274
980	(111)А	0.0239	0.0220
981	(100)	0.0204	0.0144
982	(111)А	0.0308	0.0236

рования от плоскостей (400) для образцов № 971, 975, 981, а на рис. 4 — для образца № 982. Известно, что форма КДО LT-GaAs сильно зависит от  $T_g$  и  $\gamma$  [4]. Также существует зависимость от типа легирующей примеси. Анализируя КДО LT-GaAs после роста и последующего отжига, можно оценить структурное совершенство исследуемых образцов.

Как видно из рис. 3 и 4, для образцов на подложках GaAs (100) наблюдается основной пик при  $2\theta = 66.048^\circ$ , соответствующий отражению GaAs (400), а для образцов на подложках GaAs (111)А — основной пик при  $2\theta = 27.304^\circ$ , соответствующий отражению GaAs (111). С правой стороны основного пика для образцов на подложках GaAs (100) (рис. 3) присутствует небольшой побочный пик при  $2\theta = 66.110^\circ$ , а для образцов на подложках GaAs (111)А (рис. 4) такой особенности нет. Это объясняется наличием составляющей Cu- $K_{\alpha 2}$  рентгеновского излучения, которое не всегда удавалось подавить оптимальным подбором щелей дифрактометра.

Рассмотрим образцы, выращенные на подложках GaAs (100) (рис. 3). Для неотожженного образца при  $\gamma = 20$  (№ 975) появляется интенсивный пик при  $2\theta = 65.966^\circ$ , соответствующий кристаллической структуре с параметром решетки 5.662 Å (рис. 3, b). В случае образцов № 973 и 981 такой интенсивный дополнительный пик отсутствует, но вместо этого наблюдается уширение и асимметрия КДО, выраженная со стороны меньших углов. После отжига образцов на КДО исчезает дополнительный пик (образец № 975) и уменьшается диффузное рассеяние, основной пик становится более узким и симметричным, что говорит о совершенствовании кристаллической структуры. В табл. 3 представлены данные по угловому положению, полуширинам основного пика  $\Delta(2\theta)_{1/2}$  исследуемых образцов до и после отжига.

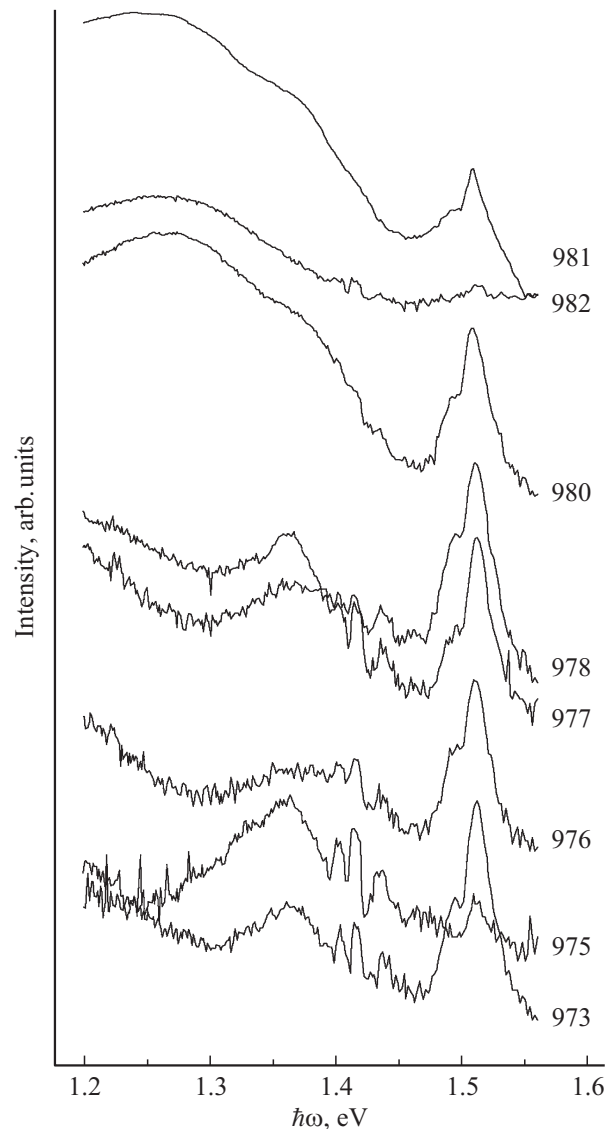
Рассмотрим образцы, выращенные на подложках GaAs (111)А. КДО этих образцов имеют очень похожую форму, поэтому на рис. 4 приведена только одна характерная КДО образца № 982. Как видно, дополнительного пика

в этом случае не наблюдается. Можно заметить, что средняя полуширина основного пика для образцов на подложках GaAs (111)А примерно на 40% больше, чем для образцов на подложках GaAs (100):  $(0.026 \pm 0.005)^\circ$  и  $(0.018 \pm 0.004)^\circ$  соответственно. Отсюда можно сделать вывод о большей дефектности кристаллической структуры LT-GaAs на подложках GaAs (111)А.

Также видно, что если для образцов, выращенных при малых давлениях  $As_4$ , основной пик после отжига преимущественно уширяется, то для образцов, выращенных при больших давлениях  $As_4$ , этот пик сужается.

### 3.3. Спектроскопия фотолюминесценции

Рассмотрим спектры ФЛ исследуемых образцов. На рис. 5 представлены измеренные при  $T = 79$  К спектры ФЛ в диапазоне энергий фотонов  $\hbar\omega = 1.2-1.6$  эВ исследуемых образцов после отжига. Особенности в

**Рис. 5.** Спектры ФЛ исследуемых образцов (масштаб оси ординат — логарифмический).

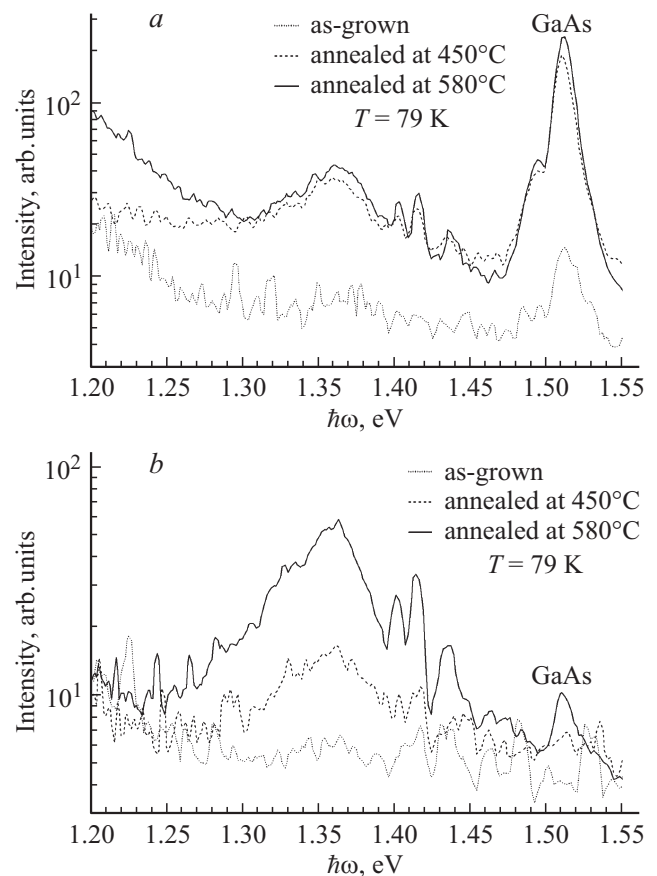
спектрах ФЛ неотожженных образцов либо малоинтенсивны, либо отсутствуют, поэтому мы будем анализировать спектры ФЛ образцов после отжига. Как видно из рис. 5, спектры отличаются друг от друга, однако есть пики, присущие спектрам всех образцов. В первую очередь это относится к пику при  $\hbar\omega = 1.51$  эВ и „плечу“ при  $\hbar\omega \approx 1.493$  эВ. Пик при  $\hbar\omega = 1.51$  эВ соответствует межзонной рекомбинации фотовозбужденных носителей заряда в GaAs. Наличие „плеча“ при  $\hbar\omega \approx 1.493$  эВ, которое для образцов № 973, 976, 978, 980 и 981 выражено более отчетливо, чем для образцов № 975, 977 и 982, может быть связано с несколькими факторами. В ранних работах [22] эту особенность приписывали акцепторному уровню, связанному с углеродом  $C_{As}$ . В нашем случае углерод может являться только ненамеренной, т.е. фоновой примесью, которая часто присутствует во время МЛЭ роста и характеризует состояние установки. В этом же диапазоне спектра ФЛ возможен вклад от переходов между донорными и акцепторными уровнями кремния, который занимает узлы как As, так и Ga:  $Si_{As}-Si_{Ga}$ . Но если в образцах, легированных кремнием (образцы № 975, 977, 978, 980, 981 и 982), особенность в виде „плеча“ при  $\hbar\omega \approx 1.493$  эВ можно связать с этими переходами, то для нелегированных образцов (образцы № 973 и 976) это можно объяснить только предположением, что атомы Si, как и атомы C, в данном случае выступают как фоновые примеси. По-видимому, надо предположить, что эта особенность вызвана и вкладом  $C_{As}$  и вкладом  $Si_{As}-Si_{Ga}$ .

Второй особенностью в спектрах ФЛ, характерной для всех образцов, является наличие широкой полосы с центром при  $\hbar\omega \approx 1.36$  эВ (см. рис. 5). Как видно из рис. 5, для образцов № 973, 975, 976, 978 этот широкий пик проявляется отчетливо, а для образцов № 980 и 981 проявляется только в виде „плеча“ при  $\hbar\omega \approx 1.35$  эВ; для образца № 982 эта особенность практически не проявляется. Природа этой полосы обсуждается в работах [22–24]. Обычно эту полосу связывают с дефектами  $As_{Ga}$  и комплексами  $Si_{As}-V_{As}$ ,  $As_{Ga}-Si_{Ga}$ ,  $V_{Ga}-Si_{As}$  [22]. Поскольку в LT-GaAs находится избыточный мышьяк, то в таких структурах более предпочтительными являются переходы с участием  $V_{Ga}$  и комплексов  $As_{Ga}-Si_{Ga}$  и  $V_{Ga}-Si_{As}$ . Разделение вклада разных дефектов в излучение в этом диапазоне является сложной задачей. В нашем случае задача усложняется еще тем, что дефекты типа  $As_{Ga}$  и  $V_{Ga}$  могут быть в нейтральном ( $As_{Ga}^0$  и  $V_{Ga}^0$ ) и в заряженном ( $As_{Ga}^{+2}$ ,  $As_{Ga}^{+1}$ ,  $V_{Ga}^{-3}$ ,  $V_{Ga}^{-2}$  и  $V_{Ga}^{-1}$ ) состояниях [25]. Кроме этого, у нас при исследовании используются однородно легированные кремнием образцы с различными концентрациями (№ 977 и 980) и  $\delta$ -легированные (№ 975, 978, 981 и 982). Поскольку легирование влияет на концентрацию заряженных примесей, полная концентрация  $As_{Ga}$  и  $V_{Ga}$  может меняться из-за разного уровня легирования (так называемый эффект уровня Ферми [25]). Известно, что  $V_{Ga}$  могут увеличить диффузию  $As_{Ga}$  и ускорить процесс

преципитатообразования As. Вышесказанное хорошо иллюстрирует рис. 6, где представлены спектры ФЛ для образцов № 973 и 975 до отжига и после отжига при температурах 450 и 580°C в течение 1 ч.

Как видно из рис. 6, интенсивность пиков в спектрах ФЛ неотожженных образцов слабая, а с ростом температуры отжига она увеличивается. Кроме того, особенности в спектрах ФЛ для образца № 975 с  $\delta$ -Si слоями в LT-GaAs слое более выражены, и их интенсивность с ростом температуры отжига увеличивается сильнее. Это можно объяснить тем, что отжиг, в нашем случае, как и в работе [22], усиливает генерацию различных дефектов и их взаимодействие. В таком случае особенности в спектрах ФЛ в диапазоне энергии фотонов 1.30–1.45 эВ с отчетливым пиком ФЛ с центром при  $\hbar\omega \approx 1.36$  эВ можно объяснить наличием точечных дефектов  $V_{Ga}$  и  $As_{Ga}$ , комплексов  $As_{Ga}-Si_{Ga}$ ,  $V_{Ga}-Si_{As}$  и их зарядовым состоянием. Как известно, эти факторы влияют на диффузию этих дефектов, так как коэффициент диффузии таких дефектов зависит от температуры.

В работе [22] пик ФЛ при  $\hbar\omega \approx 1.36$  эВ связывают также и с комплексом  $V_{As}-Si_{As}$ . На первый взгляд, для нашего случая такой вариант менее вероятен из-за присутствия в этом комплексе  $V_{As}$ . Однако в процессе отжига в слое GaAs, выращенном при обычных для



**Рис. 6.** Спектры ФЛ образцов № 973 (a) и № 975 (b), измеренные при  $T = 79$  К до отжига и после отжига при температурах 450 и 580°C в течение 1 ч.

МЛЭ условиях, наблюдаются процессы взаимобмена и перескока атомов Si из узлов Ga в узлы As. Кроме этого, идет процесс преципитатообразования атомов As. В таком случае процессы, происходящие во время отжига, могут привести к образованию комплекса  $V_{As}-Si_{As}$ .

Однако, учитывая сильную зависимость образования разнообразных дефектов от многих факторов (таких как соотношение потоков Ga и As, температура роста, время и температура отжига, а также в нашем случае ориентация подложек), идентифицировать дефекты и оценить вклад каждого из них затруднительно. Для этого необходимо использовать дополнительные методы исследования (например, спектроскопия в ближней инфракрасной области, спектроскопия магнитного кругового дихроизма, время-разрешающая терагерцевая спектроскопия, рентгеноспектральный микроанализ, просвечивающая электронная микроскопия и т.д.).

И наконец, четвертой особенностью спектров ФЛ является широкий и интенсивный пик с центром при  $\hbar\omega \approx 1.25-1.26$  эВ, наблюдаемый в спектрах ФЛ образцов № 980, 981 и 982. Характерно, что все эти три образца имеют легированные кремнием LT-GaAs слои. Причем эти образцы выращены как на подложках GaAs с ориентацией (111)A (образцы № 980 и 982), так и с ориентацией (100) (образец № 981). Обычно этот пик для GaAs, выращенного при обычных условиях, приписывают комплексу  $Si_{Ga}-V_{Ga}$  [21]. Для исследуемого LT-GaAs, скорее всего, вклад от такого комплекса также является доминирующим. В пользу такого предположения указывает то обстоятельство, что пик ФЛ при  $\hbar\omega \approx 1.26$  эВ наиболее отчетливо проявляется для образцов, выращенных при повышенных значениях  $\gamma$  (т.е. при больших значениях  $P_{As}$ ). Последнее способствует образованию  $V_{Ga}$ , а комплекс  $Si_{Ga}-V_{Ga}$  (Si-донор — вакансия Ga) образуется из-за легирования LT-GaAs слоя кремнием.

#### 4. Заключение

В работе впервые проведено исследование структурных и фотолюминесцентных свойств LT-GaAs структур, выращенных на подложках GaAs с кристаллографической ориентацией (111)A. Результаты исследований представлены в сравнении с LT-GaAs структурами, выращенными на подложках GaAs с ориентацией (100). Низкотемпературный слой GaAs толщиной 1 мкм в исследуемых образцах был: 1) нелегированный; 2) однородно легированный кремнием с разной концентрацией атомов Si; 3) содержал три  $\delta$ -легированные кремнием плоскости. Каждая из перечисленных конструкций образцов была реализована на подложке GaAs (100) и GaAs (111)A. Выращенные образцы были отожжены при 580°C в течение 1 ч.

Выявлено, что кривые дифракционного отражения имеют разный вид в зависимости от типа подложки, от величины  $\gamma$  и от режима последующего отжига.

Показано, что с увеличением  $\gamma$  от 16 до 45 шероховатость поверхности слоя LT-GaAs на подложке GaAs (100) увеличивается, а на подложке GaAs (111)A — уменьшается.

В спектрах ФЛ, кроме основной полосы GaAs ( $\hbar\omega = 1.51$  эВ) обнаружена широкая полоса при  $\hbar\omega \approx 1.36$  эВ для всех исследуемых образцов, интерпретированная наличием точечных дефектов  $V_{Ga}$  и  $As_{Ga}$ , а также комплексами  $As_{Ga}-Si_{Ga}$  и  $V_{As}-Si_{As}$  и  $V_{Ga}-Si_{As}$ . Возможный вклад от комплекса  $V_{As}-Si_{As}$  связан с переходами атомов Si из узлов Ga в узлы As во время отжига. Изменение интенсивности этой полосы в зависимости от режимов последующего отжига объясняется генерацией точечных дефектов и их взаимодействием. Также обнаружен интенсивный пик при  $\hbar\omega \approx 1.25$  эВ для легированных кремнием образцов, который можно приписать комплексу  $V_{Ga}-Si_{Ga}$ . Легирование кремнием, особенно при высокой температуре молекулярного источника Si, приводит к ненамеренному отжигу LT-GaAs слоя уже во время роста структур.

Авторы выражают благодарность аспиранту каф. 67 НИЯУ МИФИ И.С. Еремину за проведение АСМ измерений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования науки РФ (соглашение о предоставлении субсидии № 14.607.21.0011, уникальный идентификатор проекта RFMEFI60714X0011).

#### Список литературы

- [1] S. Gupta, M.Y. Frankel, J.A. Valdmanis, J.F. Whitaker, G.A. Mourou, F.W. Smith, A.R. Calawa. Appl. Phys. Lett., **59** (25), 3276 (1991).
- [2] Zuzanna Liliental-Weber, W. Swider, K.M. Yu, J. Kortright, F.W. Smith, A.R. Calawa. Appl. Phys. Lett., **58** (19), 2153 (1991).
- [3] Zuzanna Liliental-Weber, H.J. Cheng, S. Gupta, J. Whitaker, K. Nichols, F.W. Smith. J. Electron. Mater., **22** (12), 1465 (1993).
- [4] M. Missous. Microelectronics J., **27**, 393 (1996).
- [5] Z. Liliental-Weber, G. Cooper, R. Mariella, jr., C. Kocot. J. Vac. Sci. Technol. B, **9** (4), 2323 (1991).
- [6] M. Luysberg, H. Sohn, A. Prasad, P. Specht, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber, J. Gebauer, R. Krause-Rehberg. J. Appl. Phys., **83** (1), 561 (1998).
- [7] M.H. Chang, J.-W. Pan, J.-I. Chyi, K. C. Hsieh, T.-E. Nee. Appl. Phys. Lett., **72** (2), 587 (1998).
- [8] K. Mahalingam, N. Otsuka, M.R. Melloch, J.M. Woodall, A.C. Warren. J. Vac. Sci. Technol. B, **10** (2), 812 (1991).
- [9] H. Fujioka, E.R. Weber, A.K. Verma. Appl. Phys. Lett., **66** (21), 2834 (1995).
- [10] V.V. Chaldyshev. Mater. Sci. Engin. B, **88** (2–3), 195 (2002).
- [11] N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, N.N. Faleev, A.E. Kunitsyn, D.I. Lubyshv, V.V. Preobrazhenskii, B.R. Semyagin, V.V. Tret'yakov. Semicond. Sci. Technol., **12**, 51 (1997).
- [12] T.M. Cheng, C.V. Chang, A. Chin, M.F. Huang. Appl. Phys. Lett., **64**, 2517 (1994).



- [13] В.В. Чалдышев, М.Я. Яговкина, М.В. Байдакова, В.В. Преображенский, М.А. Путято, Б.Р. Семягин. ФТП, **43** (8), 1117 (2009).
- [14] M.V. Baidakova, N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, V.N. Nevedomsky, M.A. Yagovkina, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin. Acta Cryst. alogr. B, **69**, 30 (2013).
- [15] M.R. Melloch, N. Otsuka, K. Mahalingam, C.L. Chang, P.D. Kirchner, J.M. Woodall, A.C. Warren. Appl. Phys. Lett., **61** (2), 177 (1992).
- [16] Г.Б. Галиев, В.Г. Мокеров, В.В. Сарайкин, Ю.В. Слепнев, Г.И. Шагимуратов, Р.М. Иمامов, Э.М. Пашаев. ЖТФ, **71** (4), 47 (2001).
- [17] G. Galiev, V. Kaminskii, D. Milovzorov, L. Velihovskii, V. Mokerov. Semicond. Sci. Technol., **17** (2), 120 (2002).
- [18] M. Kondo, C. Anayama, N. Okada, H. Sekiguchi, K. Domen, T. Tanahashi. J. Appl. Phys., **76** (2), 914 (1994).
- [19] R. Notzel, L. Daweritz, K. Ploog. Phys. Rev. B, **46** (8), 4736 (1992).
- [20] Д.В. Лаврухин, А.Э. Ячменев, А.С. Бугаев, Г.Б. Галиев, Е.А.Климов, Р.А. Хабибуллин, Д.С. Пономарев, П.П. Мальцев. ФТП, **49** (7), 932 (2015).
- [21] T. Ohachi, J.M. Feng, K. Asai, M. Uwani, M. Tateuchi, P.O. Vaccaro, K. Fujita. Microelectronics J., **30**, 471 (1999).
- [22] L. Pavesi, N.H. Ky, J.D. Ganière, F.K. Reinhart, N. Baba-Ali, I. Harrison, B. Tuck, M. Henini. J. Appl. Phys., **71**, 2225 (1992).
- [23] И.А. Бобровникова, М.Д. Вилисова, И.В. Ивонин, Л.Г. Лаврентьева, В.В. Преображенский, М.А. Путято, Б.Р. Семягин, С.В. Субач, С.Е. Торопов. ФТП, **37** (9), 1072 (2003).
- [24] H.K. Nguyen, F.K. Reinhart. J. Appl. Phys., **83** (2), 718 (1998).
- [25] M.H. Zhang, Y.F. Zhang, Q. Huang, C.L. Bao, J.M. Sun, J.M. Zhou. J. Cryst. Growth, **209** (1), 37 (2000).

Редактор А.Н. Смирнов

## Structural and photoluminescent properties of low-temperature GaAs grown on GaAs (100) and GaAs (111)A

G.B. Galiev\*, E.A. Klimov\*, M.M. Grekhov<sup>+</sup>, S.S. Pushkarev\*, D.V. Lavrukhin\*, P.P. Maltsev\*

\* Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics, Russian Academy of Sciences, 117105 Moscow, Russia  
<sup>+</sup> National Research Nuclear University „MEPhI“, 115409 Moscow, Russia

**Abstract** Undoped, uniformly Si-doped and  $\delta$ -Si-doped GaAs layers grown by molecular-beam epitaxy at 230°C and various As<sub>4</sub>/Ga beam ratio on GaAs substrates with crystallographic orientation (100) and (111)A were investigated in the present work. Surface roughness was measured by atomic-force microscopy, crystalline quality was estimated by mean of X-ray diffraction, and point defect energy levels was studied by photoluminescent spectroscopy at 79 K. Crystalline quality was shown to be more defect in the case of using GaAs (111)A substrates. As<sub>4</sub> pressure influence on crystalline quality of low-temperature GaAs grown on different orientated substrates was revealed.