

06;12

# Свойства и структура пленок GaAs, выращенных на подложках GaAs с ориентациями (100), (111)A, (111)B методом молекулярно-лучевой эпитаксии

© Г.Б. Галиев<sup>1</sup>, В.Г. Мокеров<sup>1</sup>, Ю.В. Слепнев<sup>1</sup>, Ю.В. Хабаров<sup>1</sup>, А.А. Ломов<sup>2</sup>, Р.М. Имамов<sup>2</sup><sup>1</sup> Институт радиотехники и электроники РАН,  
103907 Москва, Россия<sup>2</sup> Институт кристаллографии РАН,  
117333 Москва, Россия

(Поступило в Редакцию 9 марта 1998 г.)

Методом двухкристалльной и трехкристалльной рентгеновской дифрактометрии исследовано структурное совершенство эпитаксиальных пленок GaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках с ориентациями (100), (111)A, (111)B. Выявлено сильное влияние отношения молекулярных потоков мышьяка и галлия  $\gamma$  на структурное свойство эпитаксиальных пленок. Определены оптимальные значения параметра  $\gamma$  для каждой из ориентаций подложек (100), (111)A и (111)B.

## Введение

Известно, что кремний как легирующая примесь широко используется при получении эпитаксиальных структур полупроводниковых соединений  $A^3B^5$ , в частности GaAs и твердых растворов на его основе. При эпитаксиальном росте на подложках GaAs ориентации (100) методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) формируются эпитаксиальные слои (ЭС)  $n$ -типа проводимости. В случае легирования кремнием удается получить ЭС с концентрацией электронов до  $6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ , также известно, что при использовании для МЛЭ подложек с ориентацией (111)A кремний проявляет амфотерные свойства [1–3], а именно при малых значениях  $\gamma$  ( $\gamma = P_{As}/P_{Ga}$ , где  $P_{As}$  и  $P_{Ga}$  — давление паров As и Ga в зоне роста эпитаксиальных пленок в установке МЛЭ) формируются слои преимущественно  $p$ -типа проводимости благодаря встраиванию атомов Si в подрешетку As, а при больших  $\gamma$  получаются ЭС  $n$ -типа проводимости. Это явление открывает новые возможности по созданию новых полупроводниковых приборов с латеральными  $p$ – $n$ -переходами, скрытых гетероструктурных лазеров с квантовыми ямами и других приборов. Поэтому при использовании лишь одного легирующего материала — кремния использование процесса эпитаксиального роста слоев  $A^3B^5$  на подложках различной ориентации имеет как большой научный, так и практический интерес [4–7]. Однако анализ литературных данных показывает, что существует значительное расхождение экспериментальных результатов, полученных различными авторами. Так, в [5] показано, что изменение типа проводимости в ЭС, выращенных на подложках ориентации (111)A от  $p$ - к  $n$ -типу, происходит при  $\gamma > 5$ , а по данным [6] — при  $\gamma > 48$ . Отсутствуют данные о зависимости качества кристаллических решеток, полученных на подложках различной ориентации, от условий их роста.

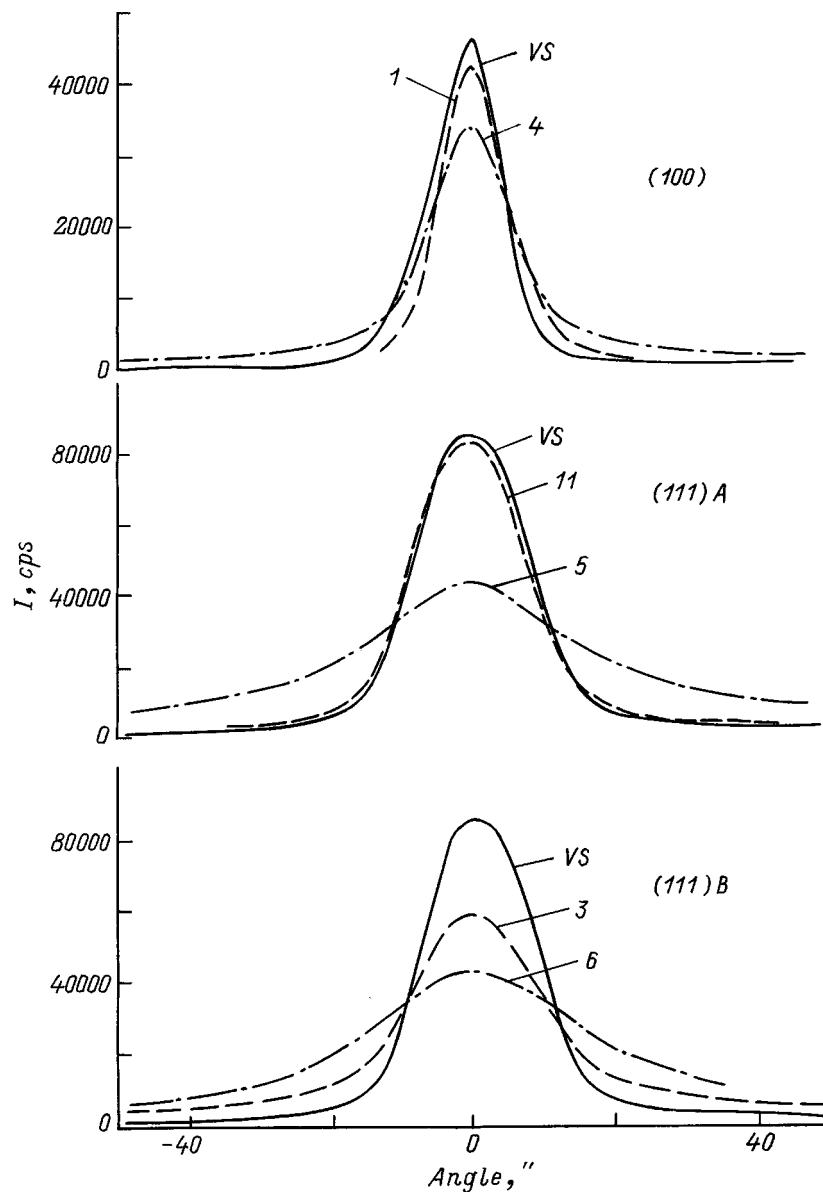
В настоящей работе проведено исследование влияния соотношения потоков As и Ga на электрофизические и

структурные свойства ЭС GaAs, выращенных методом МЛЭ на подложках GaAs с ориентациями (100), (111)A, (111)B при использовании Si в качестве легирующей примеси.

## Получение пленок и методы исследования

Эпитаксиальные слои GaAs выращивались методом МЛЭ на полуизолирующих подложках GaAs с ориентациями (100), (111)A и (111)B. Для получения ЭС в одинаковых условиях при каждом значении  $\gamma$  выращивались одновременно три образца на подложках с ориентациями (100), (111)A и (111)B. Заданная величина  $\gamma$  достигалась изменением температуры ячейки As, а температура ячейки Ga оставалась постоянной ( $T_{Ga} = 960^\circ\text{C}$ ) для всех процессов роста. Температура подложки  $T_g$  во время роста составляла  $600^\circ\text{C}$ . Толщина нелегированного буферного слоя составляла  $\sim 0.5 \mu\text{m}$  с концентрацией примеси  $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ , а толщина легированного кремнием слоя  $\sim 0.20 \mu\text{m}$ . Температура молекулярного источника Si соответствовала значению, при котором на (100) подложке концентрация электронов  $n_e$  в легированном слое составляла  $\sim 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ . Для непроводящих образцов толщина легированного слоя увеличивалась до 1–1.5  $\mu\text{m}$ . На всех образцах методом  $C$ – $V$  измеряли тип проводимости и концентрации носителей.

Исследования структурного совершенства выращенных ЭС проводились на трехкристалльном рентгеновском спектрометре, где в качестве монохроматоров использовались щелевые монокристаллы Ge(111) или Ge(004) с трехкратным отражением, а кристаллами-анализаторами служили плоские монокристаллы Ge(111) или Ge(001). Рентгеновский пучок засвечивал на образце область размером  $1 \times 4 \text{ mm}$ . Регистрировались как кривые дифракционного отражения (КДО), так и спектры трехкристалльной рентгеновской дифрактометрии (ТРД).



**Рис. 1.** Кривые дифракционного отражения (КДО) для эпитаксиальных слоев GaAs, выращенных на подложках GaAs с ориентациями (100), (111)A, (111)B. Цифры у кривых — номера образцов, VS — исходные подложки.

## Результаты исследования и обсуждение

Условия роста ЭС, концентрации носителей и тип проводимости исследуемых образцов представлены в табл. 1. Как видно, все ЭС, выращенные на подложках с ориентацией (100) (образцы 1, 4, 7, 10), проявляют *n*-тип проводимости с концентрацией электронов  $n_e \sim 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  для всех значений  $\gamma$ . ЭС, выращенные на подложках (111)B, хотя и проявляют *n*-тип проводимости, но  $n_e$  для значений  $\gamma < 50$  мал и составляет  $n_e \leq 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ , и только для  $\gamma = 77$   $n_e = 8.5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , т.е. меньше, чем для ЭС, выращенных на подложках (100). Более сложная ситуация получается для ЭС, выращенных на подложках (111)A. В наших экспериментах, как и

в [6], при малых значениях  $\gamma$  легирование ЭС кремнием приводит к *p*-типу проводимости (образец 2) с  $n_p \simeq 8.0 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ . При увеличении  $\gamma$  от 16 до 36 происходит уменьшение  $n_p$  до  $2.2 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ . По-видимому, при  $\gamma = 36$  происходит замещение атомами Si одновременно узлов и Ga, и As, что приводит к частичной компенсации проводимости. Дальнейшее увеличение  $\gamma$  до 50 приводит к изменению типа проводимости (от *p*- к *n*-типу), и при  $\gamma = 77$  концентрация  $n_e$  достигает значения  $\sim 9.0 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ .

Рассмотрим теперь результаты исследований структуры ЭС по рентгенодифракционным данным. На рис. 1 представлены кривые дифракционного отражения (КДО), измеренные методом двухкристальной дифрак-

Таблица 1.

Номер образцов	$\gamma$	Ориентация подложки	Тип проводимости	Концентрация носителей, $\text{cm}^{-3}$
1	16	(100)	<i>n</i>	$1 \cdot 10^{18}$
2	16	(111)A	<i>p</i>	$8.0 \cdot 10^{16}$
3	16	(111)B	<i>n</i>	$< 10^{15}$
4	36	(100)	<i>n</i>	$9.6 \cdot 10^{17}$
5	36	(111)A	<i>p</i>	$2.2 \cdot 10^{16}$
6	36	(111)B	<i>n</i>	$\approx 10^{15}$
7	50	(100)	<i>n</i>	$9.7 \cdot 10^{17}$
8	50	(111)A	<i>n</i>	$4.1 \cdot 10^{17}$
9	50	(111)B	<i>n</i>	$\approx 10^{15}$
10	77	(100)	<i>n</i>	$1.1 \cdot 10^{18}$
11	77	(111)A	<i>n</i>	$9.0 \cdot 10^{17}$
12	77	(111)B	<i>n</i>	$8.5 \cdot 10^{17}$

Таблица 2.

Исходные подложки	Ориентация					
	(111)A		(111)B		(100)	
	$P_r, \%$	$W, \mu$	$P_r, \%$	$W, \mu$	$P_r, \%$	$W, \mu$
	85	18.9	86	18.3	66	11.3
$\gamma = 16$	72	23.2	59	22.0	60	11.7
36	43	37.3	43	38.0	49	13.9
50	81	19.5	53	27.2	59	13.6
77	82	18.9	43	45.6	58	13.0

тометрии. В табл. 2 приведены значения коэффициентов отражения  $P_r$  и полуширины  $W$  как для исходных подложек, так и для исследуемых образцов (их номера можно найти в табл. 1 по параметру  $\gamma$  и ориентации подложки). Как видно из табл. 2, для ориентации подложки (100) значения  $P_r$  и  $W$  от исследуемых образцов, наиболее близкие соответствующим величинам для исходных подложек, имеет образец 1. По-видимому, это связано с тем, что данный образец выращивался при парциальном давлении  $\gamma$ , наиболее к оптимальным условиям роста для ориентации (100). При увеличении  $\gamma$  уменьшается  $P_r$  и увеличивается полуширина  $W$ , что свидетельствует о возрастании искажений структуры в ЭС. Максимальные отклонения параметров КДО от значений для исходных подложек были обнаружены при  $\gamma = 36$ . По-видимому, при этом соотношении давлений As и Ga происходит образование значительных структурных дефектов с распадом твердого раствора из-за неравномерных условий роста. При больших значениях  $\gamma$  процесс стабилизируется и формирование ЭС происходит при выгодных для стехиометрического роста условиях, что проявляется в улучшении параметров КДО (образец 10). Для наглядности на рис. 2 представлены

зависимости коэффициентов отражения  $P_r$  от  $\gamma$  для исследуемых образцов. Из этого рисунка и табл. 2 видно, что наибольшие изменения  $P_r$  наблюдаются для образцов, выращенных на подложках с ориентацией (111)A. Поскольку уменьшение  $P_r$  и увеличение  $W$  характеризует степень структурных искажений в образце [8], то в диапазоне  $20 < \gamma < 40$  (в случае легирования кремнием), соответствующем переходу от *p*-типа проводимости к *n*-типу в ЭС с ориентацией (111)A, можно ожидать образования наибольшего количества дефектов.

С этой целью анализировались спектры трехкристальной рентгеновской дифрактометрии (ТРД). Спектры регистрировались при фиксированном положении образца, отклоненном от точного значения угла Брэгга на угол рассогласования  $\alpha = \theta - \theta_B$  ( $\theta_B$  — угол Брэгга), при угловом сканировании кристалла-анализатора. При этом в случае наличия в образце дефектов на спектрах ТРД помимо пика, обусловленного брэгговской компонентой рассеяния (узкий максимум при  $\theta = 22^\circ$ ), должен присутствовать диффузный (широкий горб при  $\theta \approx 0$ ) пик, интенсивность, форма и угловое положение которого целиком определяются количеством и типом дефектов. Спектры ТРД от исходных подложек GaAs (100) и ЭС, выращенных на таких подложках, представлены на рис. 3. Видно, что на кривой VS (исходная подложка) интенсивность вблизи  $\theta \approx 0$  очень мала и равна постоянной величине (незначительно превышает фоновое рассеяние). В то же время от образца 1 (кривая 1) диффузное рассеяние легко обнаруживается. При увеличении парциального давления ( $\gamma = 77$ ) диффузный максимум увеличивается (кривая 10). Этот результат

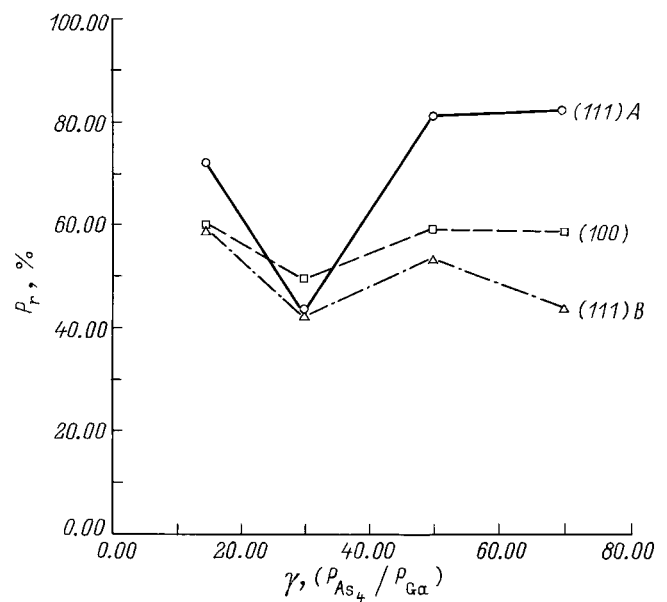
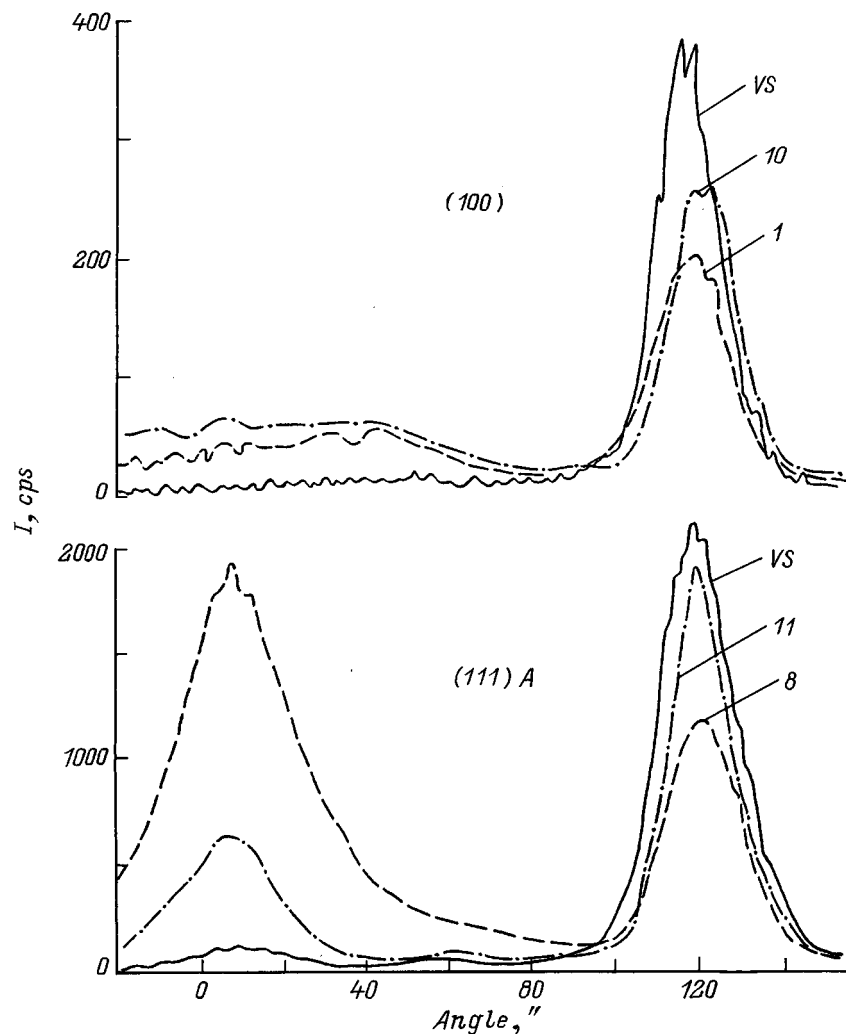


Рис. 2. Зависимость коэффициента отражения  $P_r$  эпитаксиальных слоев GaAs, выращенных на подложках GaAs с ориентациями (100) и (111)A, от соотношения потоков мышьяка и галлия.



**Рис. 3.** Спектры трехкristальной рентгеновской дифракции (ТРД) для эпитаксиальных слоев GaAs, выращенных на подложках GaAs с ориентациями (100) и (111)A. Цифры у кривых — номера образцов, VS — исходные подложки.

свидетельствует о том, что условия эпитаксиального роста на подложках с ориентацией (100) более предпочтительны при  $\gamma = 16$ . Несколько другая ситуация наблюдается для образцов, выращенных на подложках (111)A. В случае проявления слоев *n*-типа проводимости большая величина  $\gamma = 77$  приводит к ЭС с наименее искаженной структурой. Диффузный пик имеет в этом случае минимальную величину (кривая 11) и значительно слабее, чем для образца 8, полученного при  $\gamma = 50$ . Следует отметить также, что концентрация электронов в образце 11 значительно выше, чем в образце 8. Для ЭС с *p*-типом проводимости на спектрах ТРД интенсивность диффузного пика заметно превышает величину брэгговской компоненты рассеяния. Таким образом, при соответствующих условиях роста для ориентации (111)A не удается получить ЭС, легированный кремнием, со структурой, сравнимой по совершенству со структурой исходной подложки.

## Заключение

Таким образом, проведенные комплексные исследования показали, что слои GaAs, выращенные МЛЭ в едином технологическом цикле с использованием Si в качестве легирующей примеси на подложках GaAs с ориентациями (100), (111)A и (111)B, существенно различаются как по степени совершенства структуры, так и по электрическим свойствам. Установлено сильное влияние отношения молекулярных потоков мышьяка и галлия на совершенство структуры слоев GaAs в процессе их роста. Определены оптимальные значения параметров  $\gamma$  для ориентаций подложек (100), (111)A и (111)B соответственно, при которых формируются слои GaAs с более совершенной структурой. Выявлено, что кристаллическая структура эпитаксиальной пленки GaAs, выращенной на подложке с ориентацией (111)A, практически всегда оказывается более совершенной, чем на подложке (111)B.

## Список литературы

- [1] *Bose S.S., Lee B., Kim M.H., Stillman G.E.* // J. Appl. Phys. 1988. Vol. 63. P. 743.
- [2] *Wang W.I., Marks R.F., Vina L.* // J. Appl. Phys. 1986. Vol. 59. P. 937.
- [3] *Subbanna S., Kroemer H., Merz I.L.* // J. Appl. Phys. 1986. Vol. 59. P. 488.
- [4] *Okano Y., Seto H., Katahama H.* et al. // Jap. J. Appl. Phys. 1989. Vol. 28. P. L151.
- [5] *Okano Y., Shigeta M., Seto H.* et al. // Jap. J. Appl. Phys. 1990. Vol. 29. P. L1357.
- [6] *Piazza F., Pavesi L., Henini M., Johnston D.* // Semicond. Sci. Technol. 1992. N 7. P. 1504.
- [7] *Pavesi L., Henini M., Johnston D.* // Appl. Phys. Lett. 1996. Vol. 66. P. 2846.
- [8] *Афанасьев А.М., Александров П.А., Имамов Р.М.* Рентгенодифракционная диагностика субмикронных слоев. М.: Наука, 1989. С. 151.