

Si-легированные эпитаксиальные пленки на подложках GaAs(110): морфология поверхности, электрофизические характеристики, спектры фотолюминесценции

© Г.Б. Галиев¹, Е.А. Климов¹, С.С. Пушкарёв^{1,¶}, А.А. Зайцев², А.Н. Клочков³

¹ Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники им. В.Г. Мокерова Российской академии наук, 117105 Москва, Россия

² Национальный исследовательский университет „МИЭТ“, 124498 Москва, Россия

³ Национальный исследовательский ядерный университет „МИФИ“, 115409 Москва, Россия

¶ E-mail: s_s_e_r_p@mail.ru

Поступила в Редакцию 6 июля 2020 г.

В окончательной редакции 13 июля 2020 г.

Принята к публикации 13 июля 2020 г.

Представлены результаты исследований морфологии поверхности, электрофизических характеристик и фотолюминесцентных свойств эпитаксиальных пленок GaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках GaAs (110) и легированных кремнием. Серия исследуемых образцов была выращена при температуре 580°C при отношении парциальных давлений мышьяка и галлия в диапазоне от 14 до 80. С помощью анализа спектров фотолюминесценции выращенных образцов интерпретировано поведение атомов кремния в GaAs с учетом занятия ими узлов Ga или As (т.е. возникновение точечных дефектов Si_{Ga} и Si_{As}), а также образования вакансий мышьяка и галлия V_{As} и V_{Ga}. При анализе спектры фотолюминесценции образцов на (110)-ориентированных подложках сравнивались со спектрами фотолюминесценции аналогичных образцов на (100)- и (111)A-ориентированных подложках.

Ключевые слова: спектроскопия фотолюминесценции, молекулярно-лучевая эпитаксия, GaAs, ориентация подложки (110), ориентация подложки (111)A, атомно-силовая микроскопия.

DOI: 10.21883/FTP.2020.11.50087.9479

1. Введение

Наиболее часто в научных исследованиях и практических приложениях для эпитаксиального получения полупроводниковых соединений A^{III}B^V используют подложки с кристаллографической ориентацией поверхности (100). Отчасти это связано с относительной простотой получения на таких подложках разнообразных полупроводниковых гетероструктур с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Но в последние годы возрастает интерес к структурам, выращенным на подложках с ориентациями (110) и (*n*11), где *n* = 1, 2, 3..., вызванный продемонстрированной перспективностью таких структур для создания нового поколения полевых транзисторов, топологических изоляторов и устройств спинтроники [1–4]. Структуры на (111)A- и (110)-ориентированных подложках обладают встроенным пьезоэлектрическим полем, направленным вертикально или в плоскости роста [5–7]. Это обстоятельство оказывает влияние на фундаментальные свойства полученных структур.

Отставание в использовании полупроводниковых структур на подложках GaAs (*n*11) и (110) связано со сложностью выращивания высококачественных эпитаксиальных пленок с хорошей морфологией поверхности и в то же время с необходимыми электрофизическими характеристиками. Анализ литературных данных пока-

зывает, что на подложках GaAs (*n*11)A и (110) сложно одновременно получить высокие значения электрофизических характеристик (подвижность и концентрацию носителей заряда) и гладкую поверхность [8]. Морфология поверхности является показателем оптимальных условий роста высококачественной эпитаксиальной пленки, и для каждой ориентации подложки существует диапазон значений технологических параметров эпитаксиального роста (скорости роста, температуры роста T_g и отношения парциальных давлений мышьяка и галлия γ), минимизирующий шероховатость поверхности. Однако при МЛЭ росте на подложках GaAs (*n*11)A и (110) наблюдается сильная зависимость эффективности легирования (типа, концентрации и подвижности свободных носителей заряда) от технологических условий [1,2]. Это обусловлено более сложным поведением атомов Si как легирующей примеси в пленках GaAs (*n*11) и (110) по сравнению с GaAs (100) [9,10]. Причина заключается в различии природы и числа свободных связей на поверхностях (100), с одной стороны, и (*n*11)A и (110), с другой стороны.

Как известно, поверхность GaAs (100) состоит из атомов Ga и As с двойными свободными связями. В идеальном случае поверхность пластины GaAs (110) состоит из равного количества атомов Ga и As с одиночными свободными связями [11–13]. Разница коэффициентов прилипания атомов As на Ga-{111} и As-{111} гранях

непланарной поверхности усложняет процесс эпитаксиального роста на GaAs (110). Повышенный коэффициент прилипания атомов As к Ga- $\{111\}$ грани приводит к фасетированию поверхности роста и ухудшению морфологии поверхности. Отличие поверхности GaAs (110) от поверхностей (100) и (n11)A влияет также на проявление амфотерности атомов Si при выращивании Si-легированных слоев, поскольку Si может встраиваться в кристаллическую решетку GaAs и как донор (Si_{Ga}), и как акцептор (Si_{As}). Коэффициент амфотерности Si в GaAs, определяемый как отношение концентрации акцепторов к концентрации доноров $[\text{Si}_{\text{As}}]/[\text{Si}_{\text{Ga}}]$, для ориентаций (100) и (n11)A сильно отличается: согласно [14], коэффициент амфотерности Si для ориентации (100) равен 0,08, а для ориентации (311)A — больше 4. Поэтому на GaAs (100) получение *p*-типа проводимости при легировании кремнием практически невозможно. В случае же GaAs (n11)A при легировании кремнием можно вырастить эпитаксиальные слои как *n*-, так и *p*-типа проводимости с хорошими электрофизическими параметрами. Это достигается путем подбора T_g и γ , поскольку в общем случае тип проводимости является функцией этих ростовых параметров [15–18]. Изменение типа проводимости GaAs (n11)A при фиксированной температуре роста происходит с изменением γ : при малых значениях γ образуется материал *p*-типа, при средних — компенсированный материал, при больших — материал *n*-типа проводимости [8,19]. Для GaAs (110), как следует из [10–12], также возможно получение пленок с *n*- и *p*-типом проводимости при легировании кремнием, однако это более сложная задача, поскольку значения T_g и γ отличаются от значений, надежно установленных для роста на (100)- и (n11)A-ориентированных подложках GaAs. В литературе сведений об исследованиях свойств структур на (110)-ориентированных подложках GaAs несравненно меньше, чем на (100)- и (n11)A-ориентированных.

Цель данной работы — исследование типа проводимости и электрофизических характеристик, морфологии поверхности, а также спектров фотолюминесценции однородно легированных кремнием эпитаксиальных пленок GaAs, выращенных на подложках GaAs (110) при различном соотношении парциальных давлений мышьяка и галлия.

2. Образцы и методика исследований

Исследуемые образцы представляли собой эпитаксиальные пленки легированного кремнием GaAs (GaAs : Si) толщиной 675 нм, на нелегированном буферном слое GaAs толщиной 135 нм. Образцы были выращены методом МЛЭ на полуизолирующих подложках GaAs с кристаллографической ориентацией поверхности (110), (111)A и (100). Рост производился одновременно на трех типах подложек путем приклейки на молибденовый носитель кусочков подложек расплавленным

индием. При этом соблюдалась идентичность технологических условий роста для различных подложек. Поэтому образцы на (100)- и (111)A-ориентированных подложках можно считать опорными образцами для сравнения. Предростовой отжиг подложек проводился в камере роста в потоке As_4 при температуре до 680°C . Образцы выращивались при одинаковой температуре $T_g = 580^\circ\text{C}$ и при различном отношении парциальных давлений тетрамеров мышьяка P_{As_4} и атомов галлия P_{Ga} ($\gamma = P_{\text{As}_4}/P_{\text{Ga}}$) в диапазоне $\gamma = 16\text{--}80$. Скорость роста составляла $90 \text{ \AA}/\text{мин}$. Температура кремниевой ячейки составляла 1080°C , что соответствует в наших условиях концентрации электронов проводимости $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ при стандартных условиях роста GaAs на подложках GaAs (100). Значение T_g измерялось и контролировалось с помощью термопары, вмонтированной в держатель образца, а значения P_{As_4} и P_{Ga} — с помощью датчика Альперта-Байярда в зоне роста.

Электрофизические характеристики (подвижность и концентрация носителей заряда) были определены с помощью измерения удельного сопротивления и эффекта Холла четырехзондовым методом в геометрии Ван-дер-Пау при температурах 300 и 77 К в темноте. Измерения спектров фотолюминесценции (ФЛ) выполнялись в комбинированном оптическом криостате в парах азота при 77 К. Для возбуждения ФЛ использовалось сфокусированное излучение твердотельного лазера с длиной волны 409 и 532 нм и мощностью 200–300 мВт. Детектором сигнала ФЛ в области энергий фотонов 1.2–2.0 эВ являлся охлаждаемый жидким азотом фотоэлектронный умножитель ФЭУ-62. Энергетическое разрешение установки составляло 5 мэВ.

Шероховатость поверхности образцов (только на (110)-ориентированных подложках) измерялась на атомно-силовом микроскопе (АСМ) NT-MDT Solver Pro в контактном режиме. Также поверхность образцов исследовалась в установке Raith-150 Two в режиме сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) с энергией электронов 10 кэВ.

3. Электрофизические свойства

В табл. 1 представлены условия роста образцов и электрофизические характеристики для трех ориентаций подложек. Величина среднеквадратичной шероховатости поверхности R_q измерялась только для пленок GaAs с ориентацией (110) и рассчитывалась по полю размером $10 \times 10 \text{ мкм}$ (образцы 73, 75, 76) и $20 \times 20 \text{ мкм}$ (образец 87).

Амфотерность легирующей примеси Si в нашем эксперименте проявляется в эпитаксиальных пленках, выращенных на подложках GaAs (111)A и (110). Как видно из табл. 1 и рис. 1, при увеличении γ однородно легированные кремнием образцы на подложках GaAs (100) демонстрируют следующую смену типа проводимости: *n-i-n-n*, образцы на GaAs (111)A: *p-i-i-i*, образцы на GaAs (110): *p-i-n-n*.

Таблица 1. Электрофизические характеристики и среднеквадратичная шероховатость поверхности R_q пленок GaAs:Si, полученных при различных γ на подложках с различной ориентацией поверхности

№ образца	$T_g, ^\circ\text{C}$	γ	Ориентация подложки	$R_q, \text{нм}$	Тип проводимости	Подвижность, $\text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$		Концентрация, 10^{17}см^{-3}	
						300 К	77 К	300 К	77 К
87	580	16	(110)	112	<i>p</i>	51	77	4.3	1.1
			(100)	—	<i>n</i>	2250	2130	10	11
			(111)A	—	<i>p</i>	60	48	6.0	2.47
75	580	25	(110)	12.3	—	*	*	**	**
			(100)	—	—	*	*	**	**
			(111)A	—	—	*	*	**	**
73	580	58	(110)	15.1	<i>n</i>	1040	850	2.52	2.52
			(100)	—	<i>n</i>	1475	1150	3.76	3.84
			(111)A	—	—	*	*	**	**
76	580	80	(110)	21.9	<i>n</i>	13	*	0.18	**
			(100)	—	<i>n</i>	290	95	0.23	0.22
			(111)A	—	—	*	*	**	**

Примечание. * Подвижность менее нескольких единиц $\text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, не удается измерить. ** Концентрация $< 10^{16} \text{см}^{-3}$, не удается измерить.

Рассмотрим электрофизические параметры образцов на GaAs (110). При одинаковой температуре роста 580°C при малом значении $\gamma = 16$ они проявляют *p*-тип проводимости, при $\gamma = 25$ являются высокоомными, при $\gamma = 58$ и 80 они проявляют *n*-тип проводимости. Видно, что электрофизические характеристики эпитаксиальных пленок GaAs:Si на (110)-ориентированных подложках существенно зависят от соотношения давлений As_4 и Ga. Аналогично литературным данным для ориентаций поверхности (*n*11)A [18,20] и (110) [2,11], мы наблюдаем для пленок GaAs:Si (110) пороговое значение $\gamma = 25$, при котором формируются полуизолирующие пленки.

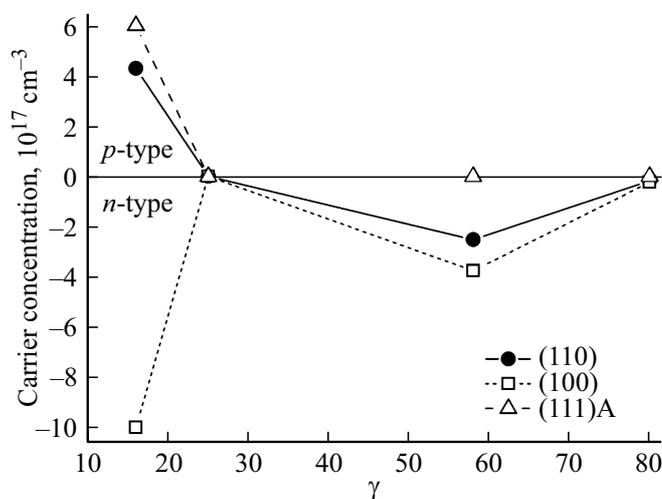


Рис. 1. Зависимость концентрации носителей заряда в GaAs:Si от соотношения парциальных давлений As_4 и Ga для различных ориентаций поверхности.

При снижении γ формируются пленки *p*-типа, а после превышения порогового γ — пленки *n*-типа.

Образцы на GaAs (100) не демонстрируют *p*-тип проводимости. Концентрация электронов в них при возрастании γ также изменяется немонотонно. Отметим, что немонотонное изменение концентрации электронов при возрастании γ в пленках GaAs:Si (100) наблюдали авторы [3,19].

4. Морфология поверхности

Исследование морфологии поверхности образцов методами АСМ и СЭМ проводилось только для образцов на (110)-ориентированных подложках. На рис. 2 представлены АСМ и СЭМ изображения поверхности образцов по мере возрастания γ . Как видно, морфология поверхности образцов характеризуется развитым рельефом, зависящим от условий получения пленок. Поверхность образца 87 содержит многочисленные эллиптические объекты, которые мы, как и авторы [21], идентифицировали как капли Ga, образовавшиеся во время роста в условиях дефицита атомов As с последующей кристаллизацией в GaAs при охлаждении образца. Латеральные и вертикальные размеры объектов составляют соответственно 1–2 и 0.3–0.5 мкм, а поверхностная концентрация $1.5 \cdot 10^7 \text{см}^{-2}$. Если не принимать в рассмотрение эти объекты, обуславливающие anomalously большую величину среднеквадратичной шероховатости поверхности, то поверхность данного образца морфологически похожа на поверхности других образцов, покрытые фасетированными холмиками треугольной формы, преимущественно ориентированными вдоль [001], разделенными глубокими ямками.

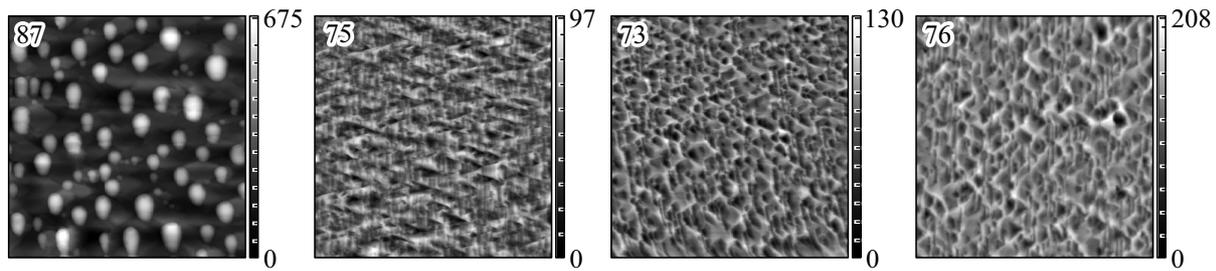


Рис. 2. АСМ-изображения поверхности пленок GaAs : Si (110), выращенных при $T_g = 580^\circ\text{C}$ и различных значениях γ (увеличивается слева направо). Размер поля скана 10×10 мкм, кроме образца 87 (20×20 мкм), масштаб шкалы высот в нанометрах. По горизонтали — направление [001].

С ростом γ наблюдается изменение морфологии поверхности. На поверхности образуются фасетированные холмы различной формы, которые преимущественно ориентированы вдоль направления [001], разделенные глубокими ямками. Шероховатость поверхности при увеличении γ от 25 до 80 возрастает от 12.3 до 22 нм. Поверхность образца 75, как видно из рис. 2, состоит из перекрывающихся треугольных пирамид. Один из углов при основании смотрит в направлении [001], а противоположное ребро основания параллельно $[1\bar{1}1]$.

В структурах на GaAs (110) для получения p -типа проводимости с гладкой поверхностью необходимо провести дополнительные работы по выбору оптимальных условий роста. В целом известно, что для получения гладкой поверхности на GaAs (110) нужно придерживаться небольшой скорости роста, большого значения γ , пониженной температуры роста, а также использовать разориентированные на несколько градусов подложки [11]. Однако высокое значение γ способствует возникновению n -типа проводимости пленок GaAs : Si (110).

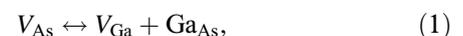
5. Спектры фотолюминесценции

Как уже отмечалось, на GaAs (110) вырастить эпитаксиальные пленки с хорошей морфологией поверхности как с n -, так и с p -типом проводимости — трудновыполнимая задача. Технологические трудности связаны с отличием коэффициента прилипания атомов As на (110) от (100) и (111)А поверхностей и большим коэффициентом автокомпенсации легирующей примеси Si [10]. Изменение типа проводимости при Si-легировании происходит в узком диапазоне T_g и γ , причем он разный в разных работах [11,12]. С другой стороны, условия синтеза пленок с хорошей морфологией поверхности не совпадают с условиями получения хороших электрофизических параметров этих пленок. Как правило, в каждом конкретном случае приходится идти на компромисс.

Указанные сложности МЛЭ роста на GaAs (110) связаны с особенностями поверхности. Неполлярная поверхность GaAs (110) состоит из равного числа атомов Ga и As [13]. Атомы Ga и атомы As на поверхности

(110) имеют одиночную свободную связь (три связи направлены в объем). Конфигурация атомных связей атомов Ga аналогична для поверхностей (110) и (111)А. В процессе роста пленок GaAs : Si между атомами Si и As происходит конкуренция за узлы As кристаллической решетки. Малый коэффициент прилипания мышьяка к (110) поверхности приводит к образованию большего количества V_{As} , что позволяет атомам Si легче занимать узлы As, т.е. формировать акцепторы Si_{As} . Этим процессом легко управлять с помощью изменения P_{As4} и (или) T_g . Поэтому эпитаксиальные слои на подложках GaAs (110) и (111)А похожи в проявлении свойства амфотерности атомов Si. Однако, поскольку поверхность (110) отличается и от (100), и от (111)А поверхностей, точного совпадения спектров ФЛ пленок на GaAs (110) с литературными данными для GaAs (100) и (111)А ожидать не следует. К тому же в литературе практически отсутствуют данные об исследованиях спектров ФЛ для GaAs (110).

На рис. 3 представлены спектры ФЛ образцов 73, 75, 76 и 87 с ориентациями (100), (111)А и (110). Как видно из рисунка, спектры ФЛ различаются не только интенсивностью, но и формой. При этом пик, обусловленный краевой ФЛ GaAs, для всех образцов находится при 1.50–1.52 эВ. Положение других пиков, относящихся к примесной ФЛ, различается как для разных ориентаций, так и для разных значений γ . Для анализа спектров ФЛ мы использовали известную методику разложения спектров на гауссианы [20], результаты представлены в табл. 2. Такой подход позволяет относительно легко и однозначно интерпретировать особенности спектров ФЛ в зависимости от γ для GaAs (100). Но в случае GaAs (111)А и (110) ориентаций, где при определенных условиях происходит изменение типа проводимости Si-легированных эпитаксиальных слоев, идентификация точечных дефектов или комплексов дефектов усложняется. Для идентификации пиков в спектрах ФЛ в этом случае привлекают модель реакции дефектов



где вакансия мышьяка V_{As} трансформируется в пару дефектов: вакансия галлия V_{Ga} и атом галлия в узле

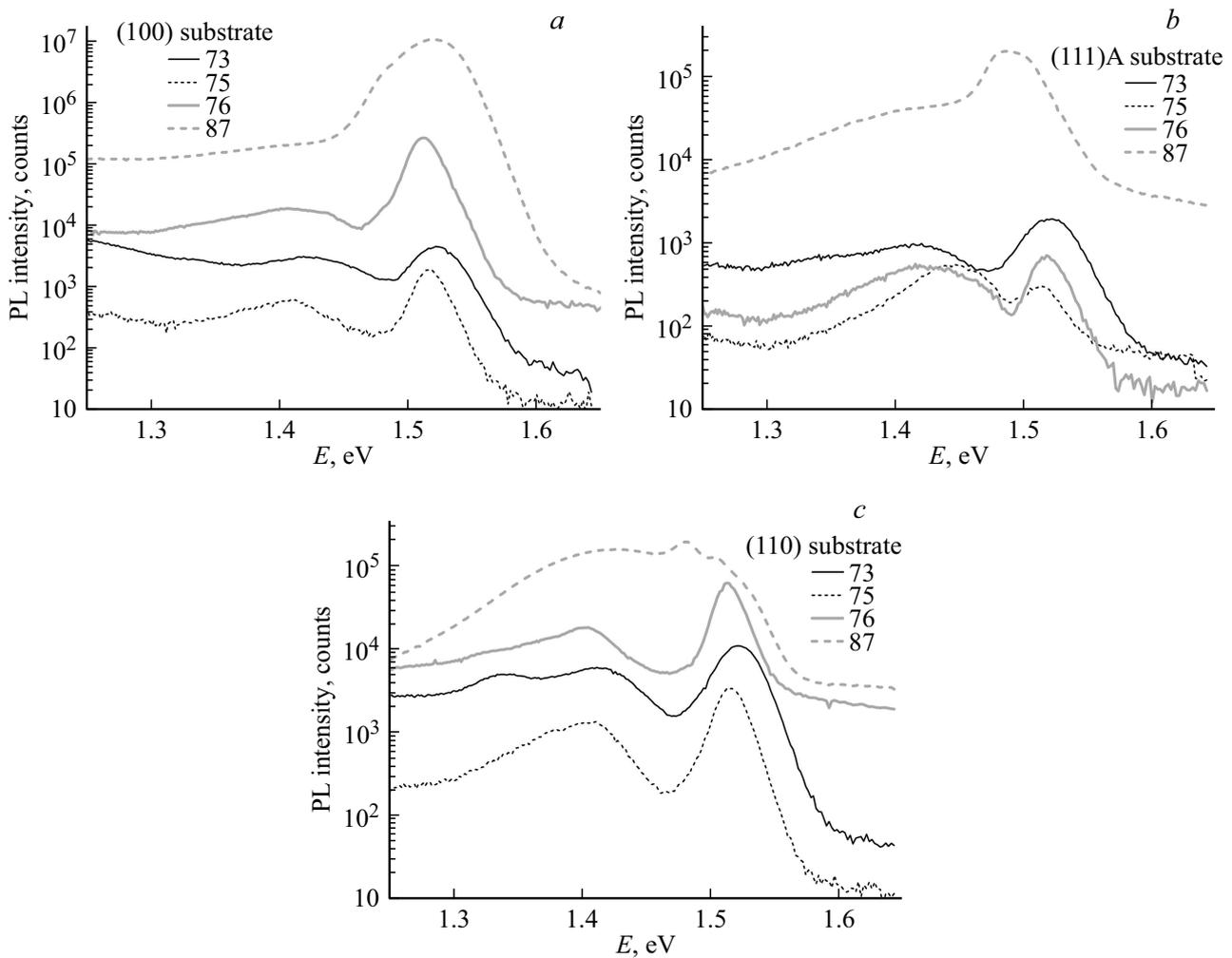


Рис. 3. Спектры ФЛ исследуемых образцов, измеренные при $T = 77$ К.

Таблица 2. Результаты разложения спектров ФЛ на гауссианы*

Образец		Пик 1		Пик 2		Пик 3		Пик 4**	
		$\hbar\omega_{\max}$, эВ	$\Delta\hbar\omega$, эВ						
73	(100)	1.523	0.032	1.428	0.073	—	—	—	—
	(110)	1.521	0.033	1.409	0.070	1.337	0.042	1.266	0.120
	(111)A	1.520	0.038	1.416	0.078	1.339	0.052	1.240	0.133
75	(100)	1.516	0.021	1.405	0.061	—	—	—	—
	(110)	1.515	0.023	1.399	0.050	1.363	0.142	—	—
	(111)A	1.515	0.023	1.443	0.061	—	—	—	—
76	(100)	1.513	0.022	1.399	0.057	1.329	0.043	1.250	0.090
	(110)	1.514	0.025	1.405	0.056	1.349	0.118	1.255	0.054
	(111)A	1.519	0.022	1.419	0.084	—	—	—	—
87	(100)	1.526	0.038	1.506	0.051	1.420	0.148	1.264	0.082
	(110)	1.506	0.035	1.480	0.019	1.426	0.132	—	—
	(111)A	1.493	0.040	1.479	0.013	1.432	0.167	1.266	0.095

Примечание. * $\hbar\omega_{\max}$ — энергия, соответствующая вершине гауссиана; $\Delta\hbar\omega$ — ширина на половине высоты гауссиана. **Наличие пика 4 является лишь предположительным, так как он частично находится за пределами диапазона измерений.

атома мышьяка GaAs , а также модель реакции дефектов и атомов кремния, учитывающую конкуренцию атомов Si и As при эпитаксиальном росте на подложках (111)A и (110) [10]:



Это уравнение учитывает термическое равновесие между атомами Si в узлах Ga и As и вакансиями As на поверхности.

Все особенности в спектрах ФЛ, наблюдаемые в диапазоне энергий фотонов 1.20–1.55 эВ, так или иначе, связаны с точечными дефектами или их комплексами. Присутствующая во многих случаях полоса при 1.36–1.40 эВ связана с V_{As} и Si_{As} . С другой стороны, известно, что изменение формы и интенсивности полосы ФЛ при 1.4 эВ сопровождается перестройкой точечных дефектов. Для p -GaAs ответственным за пик при 1.4 эВ считается дефект V_{As} , а для n -GaAs — дефекты Ga_{As} или V_{Ga} . Кроме того, в случае образования во время эпитаксиального роста V_{Ga} они дают в спектрах ФЛ полосы при 1.32 эВ (V_{Ga}^-) и 1.23 эВ (V_{Ga}^{2-}).

Рассмотрим спектры ФЛ образцов на (100)-ориентированных подложках GaAs. Как видно из рис. 3, *a* и из табл. 2, в диапазоне энергий фотонов 1.25–1.60 эВ присутствуют два (образцы 73, 75) или четыре (образцы 76, 87) пика. Наиболее интенсивный пик с энергетическим положением максимума 1.51–1.52 эВ относится к краевой ФЛ GaAs. На энергетическое положение этого пика оказывает влияние концентрация носителей заряда: в спектрах ФЛ высокоомных образцов 75 и 76 этот пик наблюдается при меньшей энергии, чем в спектрах образцов 73 и 87, где концентрация носителей заряда существенна. Заметим, что описанная закономерность справедлива для образцов со всеми ориентациями, за исключением образца 87: пик краевой ФЛ для проводящего образца 73 всегда расположен на спектрах правее, чем аналогичный пик для высокоомных образцов 75 и 76. Что касается образцов 87 (110) и (111)A, обладающих p -типом проводимости, то они не подчиняются отмеченной тенденции, а их спектры ФЛ, кроме того, резко отличаются по форме от спектров ФЛ других образцов с такими же ориентациями.

Полосы оптических переходов при 1.40–1.43 эВ и 1.26–1.32 эВ относятся к примесной ФЛ. Все образцы на GaAs (100), за исключением высокоомного образца 75, имеют n -тип проводимости. В таком случае, согласно [15], ответственным за пик ФЛ при 1.4 эВ считаются дефекты Ga_{As} и V_{Ga} . Образование V_{Ga} в процессе роста в нашем случае наиболее вероятно для образца 76, поскольку значение γ для него было наибольшее. Присутствие пиков с энергиями 1.30 и 1.25 эВ, которые ассоциируются с заряженными дефектами V_{Ga}^- и V_{Ga}^{2-} , соответственно [15], подтверждает наличие V_{Ga} . Таким образом, пики в примесном диапазоне спектра ФЛ для GaAs (100) объясняются технологическими параметрами МЛЭ роста и смещением реакции (2) вправо.

Спектры ФЛ образцов, выращенных на (111)A-ориентированных подложках GaAs, представлены на рис. 3, *b*. Как видно из табл. 2, эти образцы являются высокоомными, за исключением образца 87, который обладает p -типом проводимости. В спектрах ФЛ высокоомных образцов доминирующий пик при $\hbar\omega_1 = 1.515\text{--}1.520$ эВ соответствует краевой ФЛ GaAs, а в спектре ФЛ образца 87 доминирующий пик состоит из двух гауссианов при $\hbar\omega_1 = 1.479$ эВ (меньший) и 1.493 эВ (большой). Таким образом, спектр ФЛ образца 87 в этой области соответствует типичному спектру ФЛ p -GaAs, где энергия 1.485 эВ соответствует донорно-акцепторному переходу $\text{Si}_{\text{Ga}}\text{--}\text{Si}_{\text{As}}$, а энергия ~ 1.5 эВ — переходу электронов между донорным уровнем Si_{Ga} и валентной зоной. Эти данные хорошо согласуются с данными [19].

Рассмотрим особенности спектров ФЛ образцов на GaAs (111)A в примесном диапазоне 1.25–1.44 эВ. Как видно из рис. 3, *b* и табл. 2, второй по интенсивности пик ФЛ расположен при 1.41–1.44 эВ. Для образцов p -типа пик при 1.4 эВ обычно приписывается V_{As} [15] и соответствует переходу электронов на уровень, связанный с V_{As}^+ . Образование V_{As} в нашем случае более вероятно для образцов 87 и 75, при росте которых значение γ было мало. Для этих образцов $\hbar\omega_2 = 1.44$ эВ. При увеличении γ (образцы 73 и 76) наблюдается сдвиг этой полосы в сторону более низких энергий. Так, для образцов 73 и 76 значение $\hbar\omega_2 = 1.41\text{--}1.42$ эВ. Мы полагаем, что это связано с усилением вклада от переходов между V_{As} и акцептором Si_{As} . С другой стороны, в образцах 73 и 76, где $\gamma = 58$ и 80, более вероятно образование дефектов типа V_{Ga} . В таком случае эти дефекты могут давать вклад в ФЛ при $\hbar\omega_3 = 1.32$ (V_{Ga}^-) и 1.23 эВ (V_{Ga}^{2-}), что наблюдается на примере образца 73.

Рассмотрим спектры ФЛ образцов на GaAs (110), представленные на рис. 3, *c*. Как видно из данных табл. 2, при $T_g = 580^\circ\text{C}$ при возрастании γ Si-легированные образцы на GaAs (110) проявляют следующую смену типа проводимости: $p\text{--}i\text{--}n\text{--}n$. При этом концентрация носителей заряда зависит немонотонно от γ , как в случае GaAs (111)A. Сравнение спектров ФЛ на рис. 3 показывает, что спектры ФЛ образцов на GaAs (110) претерпевают более сильное изменение при изменении γ . Как видно из рис. 3, *c* и табл. 2, основной пик для образцов 73, 75, 76 соответствует значению 1.505–1.520 эВ. Для образца 87 с p -типом проводимости доминирующей является полоса при 1.48 эВ, а основная полоса проявляется в виде ярко выраженного „плеча“ при 1.505 эВ. Особенность при 1.48 эВ для ориентации (111)A обычно приписывают переходам электронов из зоны проводимости на уровень Si_{As} . Можно предположить, что пик ФЛ при 1.48 эВ для образца 87 связан с электронными переходами из зоны проводимости на уровни Si_{As} , а также переходами $\text{Si}_{\text{Ga}}\text{--}\text{Si}_{\text{As}}$.

Следующая серия особенностей спектров ФЛ образцов на GaAs (110) расположена в примесной области в диапазоне энергий фотонов 1.39–1.43 эВ. ФЛ при $\hbar\omega_2 = 1.425$ эВ и 1.40 эВ для образцов 87 и 75 с малым

значением γ , скорее всего, связана с дефектом V_{As} , как и для образцов на GaAs (111)A. Для образцов 73 и 76 пик при 1.40 эВ можно отнести к дефектам V_{Ga} . При таком предположении дефекты V_{Ga} в образцах 73 и 76 должны проявлять себя в виде пиков на спектрах ФЛ при $\hbar\omega_3 = 1.33-1.35$ эВ и $\hbar\omega_4 = 1.26$ эВ от дефектов V_{Ga}^- и V_{Ga}^{2-} соответственно.

6. Заключение

В работе методом МЛЭ выращена серия легированных кремнием пленок GaAs с одинаковой температурой роста при различных потоках мышьяка на подложках GaAs с тремя различными ориентациями. Показано, что при температуре роста 580°C в GaAs : Si (110) в зависимости от γ возможно получение пленок с дырочной или электронной проводимостью, а также непроводящих. Значение γ , при котором наблюдается переход от p -типа проводимости к полуизолирующему состоянию, совпадает с таковым для пленок GaAs (111)A. Смена типа проводимости пленок GaAs на (110)-ориентированных подложках сопровождается сильными изменениями морфологии поверхности. Диапазон изменения среднеквадратичной шероховатости поверхности составляет от 12.3 до 112 нм. В последнем случае происходит образование на поверхности в условиях дефицита мышьяка капель Ga с последующим формированием на их основе объектов эллиптической формы с латеральным и вертикальным размерами 1–2 и 0.3–0.5 мкм и поверхностной концентрацией $1.5 \cdot 10^7$ см⁻². Сравнение спектров ФЛ пленок GaAs на (100)-, (111)A- и (110)-ориентированных подложках показывает, что формирование различных дефектов и их комплексов происходит по-разному и их концентрация зависит от ориентации подложек. В примесной области спектров ФЛ пики при 1.40–1.43 эВ присутствуют для образцов всех ориентаций, в то время как при 1.35 и 1.26 эВ — преимущественно для (110)-ориентированных образцов.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-32-20207 мол_а_вед).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] D.M. Holmes, E.S. Tok, J.L. Sudijono, T.S. Jones, B.A. Joyce. *J. Cryst. Growth*, **192**, 33 (1998).
- [2] C.D. Yerino, B. Liang, D.L. Huffaker, P.J. Simmonds, M.L. Lee. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **35**, 010801 (2017).
- [3] E. Cruz-Hernández, D. Vázquez-Cortés, S. Shimomura, V.H. Méndez-García, M. López-López. *Phys. Status Solidi C*, **8** (2), 282 (2011).
- [4] Victor-Hugo Mendez-Garcia, S. Shimomura, A.Yu. Gorbachev, E. Cruz-Hernández, D. Vázquez-Cortés. *J. Cryst. Growth*, **425**, 85 (2015).
- [5] D. Sun, E. Towe. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **33** (pt 1, No. 1B), 702 (1994).
- [6] P.O. Vaccaro, K. Tominaga, M. Hosoda, K. Fujita, T. Watanabe. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **34** (pt 1, No. 2B), 1362 (1995).
- [7] M. Ilg, K.H. Ploog, A. Trampert. *Phys. Rev. B*, **50**, 17111 (1994).
- [8] T. Ohachi, J.M. Feng, K. Asai, M. Uwani, M. Tateuchi, P.O. Vaccaro, K. Fujita. *Microelectronics J.*, **30**, 471 (1999).
- [9] F. Fischer, D. Schuh, M. Bichler, G. Abstreiter, M. Grayson, K. Neumaier. *Appl. Phys. Lett.*, **86**, 192106 (2005).
- [10] T.C. Zhou, X.C. Zhou, W.P. Kirk. *J. Appl. Phys.*, **81** (11), 7372 (1997).
- [11] E.S. Tok, J.H. Neave, M.J. Ashwin, B.A. Joyce, T.S. Jones. *J. Appl. Phys.*, **83**, 4160 (1998).
- [12] D. Sun, E. Towe. *J. Cryst. Growth*, **132**, 166 (1993).
- [13] Y. Takano, M. Lopez, T. Torihata, T. Ikei, Y. Kanaya, K. Pak, H. Yonezu. *J. Cryst. Growth*, **111**, 216 (1991).
- [14] B. Lee, S.S. Bose, M.H. Kim, A.D. Reed, G.E. Stillman, W.I. Wang, L. Vina, P.C. Colter. *J. Cryst. Growth*, **96**, 27 (1989).
- [15] F. Piazza, L. Pavesi, M. Henini, D. Johnston. *Semicond. Sci. Technol.*, **7**, 1504 (1992).
- [16] D. Johnston, L. Pavesi, M. Henini. *Microelectronics J.*, **26**, 759 (1995).
- [17] G. Galiev, V. Kaminskii, D. Milovzorov, I. Velihovskii, V. Mokerov. *Semicond. Sci. Technol.*, **17**, 120 (2002).
- [18] L. Pavesi, M. Henini, D. Johnston. *Appl. Phys. Lett.*, **66**, 2846 (1995).
- [19] A. Miyagawa, T. Yamamoto, Y. Ohnishi, J.T. Nelson, T. Ohachi. *J. Cryst. Growth*, **237–239**, 1434 (2002).
- [20] Г.Б. Галиев, Е.А. Климов, А.Н. Клочков, С.С. Пушкарев, П.П. Мальцев. *ФТП*, **52** (3), 395 (2018).
- [21] W.I. Wang. *J. Vac. Sci. Techn. B*, **1**, 630 (1983). doi: 10.1116/1.582567

Редактор Г.А. Оганесян

Si-doped epitaxial films on GaAs (110) substrates: surface morphology, electrophysical characteristics, photoluminescence spectra

G.B. Galiev¹, E.A. Klimov¹, S.S. Pushkarev¹, A.A. Zaytsev², A.N. Klochkov³

¹ Mokerov Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics, Russian Academy of Sciences, 117105 Moscow, Russia

² National Research University of Electronic Technology „MIET“, 124498 Moscow, Russia

³ National Research Nuclear University „MEPhI“, 115409 Moscow, Russia

Abstract The surface morphology, electrophysical characteristics, and photoluminescence spectra of GaAs epitaxial films grown on GaAs (110)-oriented substrates and doped with silicon were studied. The samples were grown by molecular beam epitaxy at a temperature of 580°C with As₄/Ga pressures ratio in a range of 14–80. The behavior of Si atoms in GaAs was interpreted by analyzing the photoluminescence spectra of the grown samples, assuming the occurrence of point defects Si_{Ga} and Si_{As}, as well as the formation of arsenic and gallium vacancies V_{As} and V_{Ga}. The photoluminescence spectra of samples on (110)-oriented substrates were compared with the photoluminescence spectra of similar samples on (100)- and (111)A-oriented substrates.