

02

Исследование морфологии поверхности, электрофизических характеристик и спектров фотолюминесценции эпитаксиальных плёнок GaAs на подложках GaAs (110)

© Г.Б. Галиев¹, Е.А. Климов¹, А.А. Зайцев², С.С. Пушкарев^{1,¶}, А.Н. Клочков¹

¹ Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники имени В.Г. Мокерова РАН, 117105 Москва, Россия

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

¶e-mail: s_s_e_r_p@mail.ru

Поступила в редакцию 17.12.2019 г.

В окончательной редакции 15.01.2020 г.

Принята к публикации 26.02.2020 г.

Представлены результаты исследований электрофизических и фотолюминесцентных характеристик, а также морфологии поверхности эпитаксиальных пленок GaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках GaAs с кристаллографической ориентацией (110). Легированные кремнием эпитаксиальные слои были выращены в широком диапазоне температур роста от 410 до 680°C и при соотношении потоков мышьяка и галлия от 14 до 84. Методом атомно-силовой микроскопии определены диапазоны условий роста, при которых поверхность эпитаксиальных пленок получается наиболее гладкой. С помощью анализа спектров фотолюминесценции выращенных образцов интерпретировано поведение атомов кремния в GaAs с учетом занятия ими узлов Ga или As, т.е. с учетом возникновения точечных дефектов Si_{Ga} и Si_{As}, а также образования вакансий мышьяка и галлия V_{As} и V_{Ga}.

Ключевые слова: GaAs (110), молекулярно-лучевая эпитаксия, спектроскопия фотолюминесценции, амфотерность, морфология поверхности.

DOI: 10.21883/OS.2020.07.49556.18-20

Введение

В современной микроэлектронике наиболее широко используемыми и исследованными являются полупроводниковые соединения A³B⁵, эпитаксиально выращенные на подложках с кристаллографической ориентацией поверхности (100). Отчасти это связано с тем, что на таких подложках с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) относительно легко удавалось вырастить большое количество разнообразных структур для различных применений. Но в последние годы наблюдается возрастание интереса к структурам, выращенным на подложках с ориентациями (111) и (110). Отставание в применении таких подложек вызвано относительно узким диапазоном технологических условий эпитаксиального роста на таких подложках по сравнению с ростом на подложках (100) [1]. К основным технологическим параметрам роста относятся: 1) температура роста, 2) отношение парциальных давлений элементов III и V групп, 3) скорость роста. Но в последние годы было показано, что полупроводниковые структуры, выращенные на подложках (111)A и (110), перспективны для создания нового поколения полевых транзисторов, а также оригинальных структур с квантовыми точками, топологических изоляторов и т.д. [1]. Кроме того, структуры на подложках (111)A и (110) обладают встроенным пьезоэлектрическим полем, направленным вертикально

или в плоскости роста [2–4]. Это обстоятельство оказывает влияние не только на механизм и особенности эпитаксиального роста, но и на фундаментальные свойства полученных структур [1]. Помимо этого хорошо известно, что кремний в качестве легирующей примеси проявляет ярко выраженные амфотерные свойства в эпитаксиальных пленках GaAs, выращенных на подложках (111)A и (110) GaAs. На таких подложках можно вырастить эпитаксиальные плёнки GaAs:Si как с *n*-, так и с *p*-типом проводимости, а также компенсированные (непроводящие) плёнки [5–9], что достигается путём изменения технологических условий роста.

Целью настоящей работы является исследование морфологии поверхности, типа проводимости и концентрации носителей заряда, а также спектров фотолюминесценции (ФЛ) однородно легированных кремнием эпитаксиальных плёнок GaAs, выращенных на подложках GaAs (110) в диапазоне температур 410–680°C.

Образцы и методика их исследований

Исследуемые образцы были выращены методом МЛЭ на полужолирующих подложках GaAs(110), (111)A и (100). Образцы на GaAs (100) и (111)A служили опорными, так как для них имеется много литературных данных. Для достижения максимальной идентичности

технологических особенностей роста, а именно температуры роста (T_g), соотношения парциальных давлений тетрамеров мышьяка As_4 и атомов галлия Ga (γ), а также условий предростовой подготовки, в каждом процессе роста выращивались по три образца на кусочках подложек GaAs (110), (111)A и (100). Кусочки подложек приклеивались на молибденовый носитель с помощью индия. Перед каждым процессом роста проводился отжиг носителя с приклеенными образцами в камере роста в потоке As_4 при температуре до $670^\circ C$. После этого выращивался нелегированный буферный слой GaAs толщиной 135 nm, после чего выращивался легированный кремнием слой GaAs:Si толщиной 675 nm. Скорость роста составляла 90 Å/min. Температура кремниевой ячейки при этом составляла $1080^\circ C$, что соответствовало в наших условиях концентрации электронов проводимости $1 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ при стандартных условиях роста на подложках GaAs (100). Образцы выращивались при разных значениях T_g от 410 до $680^\circ C$, а значение γ варьировалось в диапазоне 14–84. Температура роста T_g измерялась и контролировалась с помощью термопары, смонтированной в держатель образца.

Электрофизические характеристики (подвижность носителей заряда и их концентрация) были определены с помощью измерений удельного сопротивления и эффекта Холла четырёхзондовым методом в геометрии Ван дер Пау при температурах 300 и 77 K в темноте. Измерения спектров ФЛ выполнялись в комбинированном оптическом криостате в парах азота при 77 K. Для возбуждения ФЛ использовалось сфокусированное излучение твердотельного лазера с длиной волны 409 nm и мощностью $\sim 200 \text{ mW}$. Детектором сигнала ФЛ в области 1.2–2.0 eV являлся охлаждаемый жидким азотом фотоэлектронный умножитель ФЭУ-62. Энергетическое разрешение установки составляло 5 meV.

Шероховатость поверхности образцов измерялась на атомно-силовом микроскопе (АСМ) в установке NT-MDT SolverPro в контактном режиме.

Электрофизические свойства

В табл. 1 представлены условия роста образцов и результаты измерений типа проводимости, значений подвижности и концентрации носителей заряда, величины среднеквадратичной шероховатости поверхности R_q для трех ориентаций подложек. Образцы расположены в табл. 1 в порядке увеличения температуры роста от 410 до $680^\circ C$. Величина R_q измерялась только для пленок GaAs с ориентацией (110) и рассчитывалась по полю размером $10 \times 10 \text{ m}$.

В целях проверки качества буферного слоя i -GaAs были выращены дополнительные структуры на трех типах подложек, представлявшие собой нелегированные слои GaAs толщиной 135 nm. Предростовая подготовка подложек и условия роста таких дополнительных

структур соответствовали исследуемым образцам. Использовались температуры роста 480 , 510 , 540 и $580^\circ C$. Холловские измерения показали, что буферные слои являются высокоомными независимо от условий получения. Таким образом, нелегированные буферы, полученные при различных температурах, не давали вклада в измеренные концентрации и подвижности носителей заряда для образцов, приведенных в табл. 1.

Из литературных данных известно, что на подложках GaAs (111)A и (110) получить одновременно высокие значения электрофизических параметров и гладкую поверхность технологически сложно или не удаётся [5]. Морфология поверхности является показателем для определения условий роста высококачественной эпитаксиальной плёнки. Но при этом эффективность легирования может быть не слишком высокой.

При легировании структур на подложках GaAs (111)A и (110) наиболее ярко проявляется амфотерность атомов Si. Обычно изменение типа проводимости эпитаксиальных плёнок при использовании подложек GaAs (111)A в случае выбранной температуры роста происходит с изменением γ . При малых значениях γ в условиях недостатка As получается p -тип, при средних — компенсированный материал, при больших — n -тип проводимости [5,10]. В общем случае одновременного изменения T_g и γ диапазон изменения типа проводимости является функцией этих параметров [11]. Несмотря на интенсивное исследование морфологии поверхности и поведения атомов Si как легирующей примеси на ориентациях (111)A, значения T_g и γ , при которых происходит изменение типа проводимости, в разных работах [5,10–14] различаются. Такая же ситуация характерна для ориентации (110) [8,9,15].

Как видно из табл. 1, однородно легированные кремнием образцы на подложках GaAs (100) имеют только n -тип проводимости или же являются высокоомными в случае снижения температуры роста (образцы 72, 83, 75). Образцы на подложках GaAs (111)A обладают только p -типом проводимости (образцы 80, 87) или же являются компенсированными.

Рассмотрим электрофизические свойства образцов GaAs (110). Плёнки GaAs:Si (110) обладают проводимостью n -типа при температурах роста $T_g > 460^\circ C$ и средних значениях $\gamma = 40$ –60. Стоит отметить, что тип, подвижность и концентрация носителей заряда в случае ориентации подложки (110) являются функцией потока молекул мышьяка. Так, для серии четырех образцов, выращенных при $T_g = 480^\circ C$, концентрация и подвижность электронов монотонно возрастают при увеличении γ от 14 до 42. Но образец 90, выращенный с $\gamma = 84$, является непроводящим. В серии образцов, выращенных при $T_g = 580^\circ C$, происходит переход от p -типа проводимости (образец 87) при низком $\gamma = 16$ к n -типу проводимости при увеличении γ до 58 (образец 73). При этом образец 75, выращенный при промежуточном $\gamma = 25$, так и образец 76 с высоким значением $\gamma = 80$ являются полужолирующими.

Таблица 1. Технологические особенности роста (температура роста T_g , отношение потоков As₄ и Ga γ), электрофизические параметры исследуемых образцов при температурах 300 и 77 К (тип, концентрация и подвижность носителей заряда) и среднеквадратичная шероховатость их поверхности R_q

№ образца	$T_g, ^\circ\text{C}$	γ	Ориентация подложки	Тип проводимости	R_q, nm	Подвижность, $\text{cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$		Концентрация, cm^{-3}	
						300 К	77 К	300 К	77 К
72	410	55	(110) (111)A (100)	– – –	5.2	– – –	– – –	– – –	– – –
71	460	53	(110) (111)A (100)	n – n	5.8	230 – 214	– – 52	$4.5 \cdot 10^{16}$ – $5.5 \cdot 10^{16}$	– – $5.2 \cdot 10^{16}$
91	480	14	(110) (111)A (100)	n – –	8.4	300 – –	100 – –	$2.8 \cdot 10^{17}$ – –	$3.0 \cdot 10^{17}$ – –
88	480	24	(110) (111)A (100)	n – –	5.5	620 – –	490 – –	$3.7 \cdot 10^{17}$ – –	$3.8 \cdot 10^{17}$ – –
84	480	42	(110) (111)A (100)	n – –	3.6	1140 – –	895 – –	$4.3 \cdot 10^{17}$ – –	$4.5 \cdot 10^{17}$ – –
90	480	84	(110) (111)A (100)	– – –	4.2	– – –	– – –	– – –	– – –
70	510	46	(110) (111)A (100)	n – n	8.5	227 – 580	100 – 340	$1.3 \cdot 10^{17}$ – $2.5 \cdot 10^{17}$	$1.4 \cdot 10^{17}$ – $2.9 \cdot 10^{17}$
83	550	42	(110) (111)A (100)	n – –	15.3	430 – –	360 – –	$3.5 \cdot 10^{17}$ – –	$3.6 \cdot 10^{17}$ – –
87	580	16	(110) (111)A (100)	p p n	117	51 60 2250	77 48 2130	$4.3 \cdot 10^{17}$ $6.0 \cdot 10^{17}$ $1.0 \cdot 10^{18}$	$1.1 \cdot 10^{17}$ $2.5 \cdot 10^{17}$ $1.1 \cdot 10^{18}$
75	580	25	(110) (111)A (100)	– – –	12.3	– – –	– – –	– – –	– – –
73	580	58	(110) (111)A (100)	n – n	15.5	1040 – 1475	850 – 1150	$2.5 \cdot 10^{17}$ – $3.8 \cdot 10^{17}$	$2.5 \cdot 10^{17}$ – $3.8 \cdot 10^{17}$
76	580	80	(110) (111)A (100)	– – n	21.9	– – 290	– – 95	– – $2.3 \cdot 10^{16}$	– – $2.2 \cdot 10^{16}$
74	620	58	(110) (111)A (100)	n – n	11.1	2390 – 2000	2130 – 1800	$5.6 \cdot 10^{17}$ – $5.3 \cdot 10^{17}$	$5.6 \cdot 10^{17}$ – $5.3 \cdot 10^{17}$
80	680	44	(110) (111)A (100)	n p n	51.3	690 209 2850	560 378 2480	$3.9 \cdot 10^{17}$ $4.9 \cdot 10^{17}$ $6.0 \cdot 10^{17}$	$3.9 \cdot 10^{17}$ $1.0 \cdot 10^{17}$ $6.3 \cdot 10^{17}$

Таким образом, электрофизические свойства эпитаксиальных пленок GaAs:Si (110) существенно зависят от условий роста: при каждой фиксированной температуре роста есть узкий диапазон γ , в котором получают пленки n -типа проводимости с высокими значениями концентрации и подвижности электронов. При уменьшении γ атомы Si начинают занимать акцепторные узлы в кристаллической решетке GaAs. Поэтому со снижением γ тип проводимости пленок GaAs:Si меняется от n -типа к p -типу через непроводящее компенсированное состояние. Когда γ повышается до 80, пленки GaAs:Si (110), выращенные при $T_g = 480$ и 580°C , становятся непроводящими. Диапазон оптимальных γ для образцов с n -типом проводимости, скорее всего, является функцией температуры роста аналогично подложкам (111)А. Так, наблюдается снижение концентрации и подвижности электронов в образце 80, полученном при высокой температуре роста $T_g = 680^\circ\text{C}$, по сравнению с образцом 74 ($T_g = 620^\circ\text{C}$).

Морфология поверхности образцов

Морфология поверхности исследовалась методами АСМ только для образцов с ориентацией (110). На рис. 1 представлены АСМ-изображения поверхности образцов, различающихся температурой роста T_g , со средним соотношением давлений As_4 и Ga $\gamma = 40\text{--}60$. Как видно из рисунка, при высоких значениях T_g (образцы 80 и 74) поверхность образцов является шероховатой и изобилует треугольными пирамидами, преимущественно выстроенными вдоль направления [001]. Фасетирование поверхности является типичным при эпитаксиальном получении GaAs (110) в условиях роста, близких к оптимальным для подложек (100) [16]. При $T_g = 680^\circ\text{C}$ размеры пирамид составляют несколько микрометров. При уменьшении температуры роста от 680 до 620°C и незначительном увеличении γ существенно изменяется вид пирамид: уменьшается угол основания, направленный вдоль [001], вершины становятся усеченными и более сглаженными. Кроме того, происходит уменьшение размеров пирамид, а величина среднеквадратичной шероховатости уменьшается примерно в 5 раз. Дальнейшее уменьшение T_g от 620 до $550\text{--}580^\circ\text{C}$ приводит к усложнению характера морфологии: на поверхности образуются фасетированные холмы различной формы, которые имеют преимущественную ориентацию вдоль направления [001], разделенные глубокими ямками. Шероховатость поверхности (образцы 73, 76 и 83) в этих условиях составляет 15–22 нм.

При $\gamma = 40\text{--}60$ и снижении температуры роста до 510°C и ниже наблюдается существенное уменьшение шероховатости поверхности $R_q < 9$ нм. Поверхность таких пленок содержит холмы и ямки неправильной формы, не связанной с кристаллографическими направлениями [001] или $[\bar{1}10]$ подложки (110).

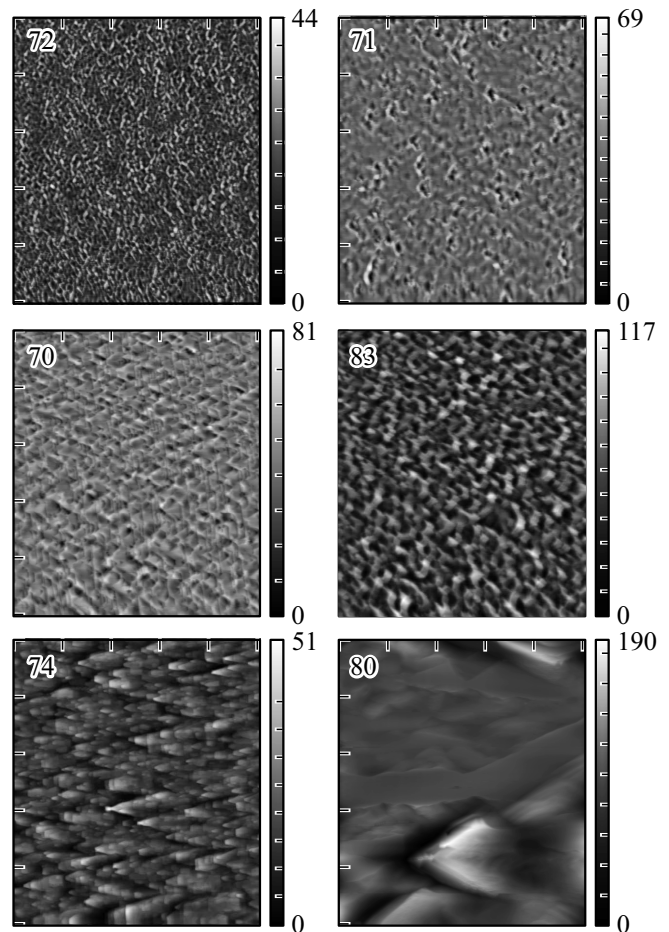


Рис. 1. АСМ-изображения поверхности пленок GaAs:Si (110), полученных при различных температурах T_g и средних значениях $\gamma = 40\text{--}60$. Размер поля скана $10 \times 10 \mu\text{m}$, масштаб шкалы высот — в нанометрах. По горизонтали направление [001].

На рис. 2 представлены АСМ-изображения поверхности пленок GaAs:Si (110) для двух серий из четырех образцов, полученных при фиксированных температурах $T_g = 480^\circ\text{C}$ или $T_g = 580^\circ\text{C}$ и различающихся γ . По рис. 2 можно судить о влиянии γ на морфологию поверхности пленок GaAs:Si. Образцы 87, 75, 73 и 76 выращены при $T_g = 580^\circ\text{C}$. Поверхность образца 87 содержит многочисленные эллиптические объекты. Скорее всего, на поверхности роста (110) в условиях дефицита As_4 сформировались капли Ga, которые затем кристаллизовались в GaAs при охлаждении структуры. Аналогичное образование капель наблюдалось в работе [17]. Поверхность образца 75 ($\gamma = 25$) состоит из перекрывающихся треугольных пирамид. Один из углов основания пирамид смотрит в направлении [001], а противоположное ребро основания параллельно $[\bar{1}10]$. С ростом γ поверхность образцов начинает состоять из ступеней и ямок.

Поверхности образцов, выращенных при температуре 480°C (рис. 2, верхняя строка), не содержат фасети-

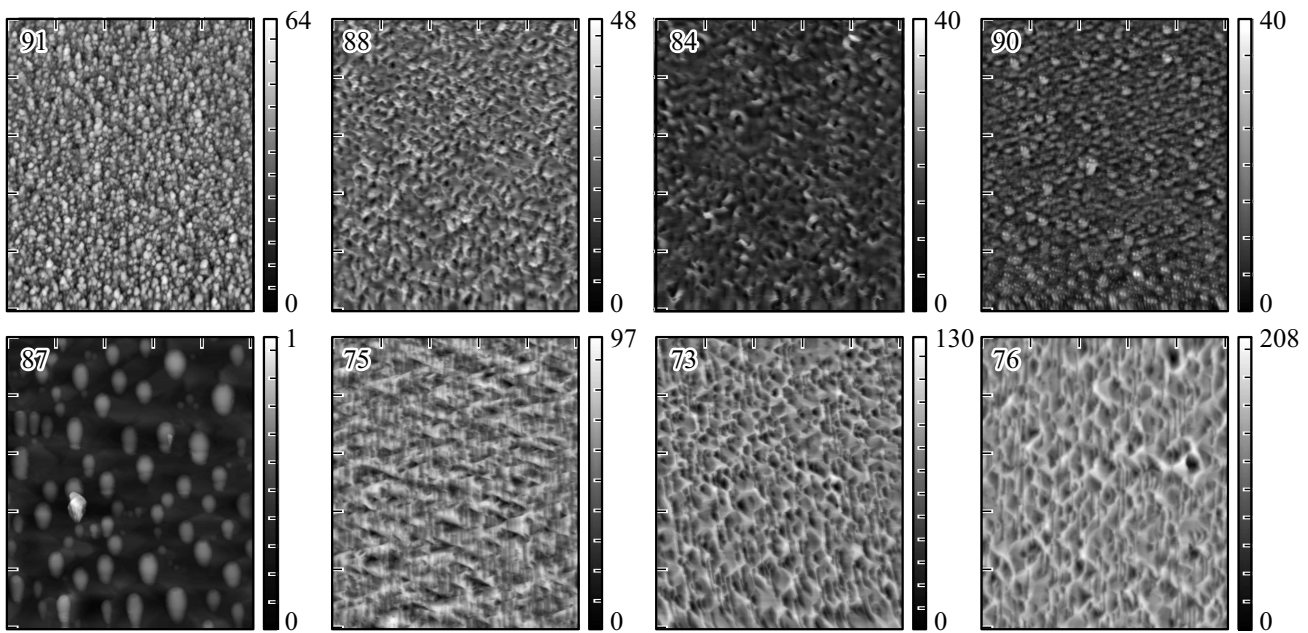


Рис. 2. АСМ-изображения поверхности пленок GaAs:Si (110), полученных при различных значениях γ : верхний ряд — образцы, выращенные при $T_g = 480^\circ\text{C}$, нижний ряд — образцы с $T_g = 580^\circ\text{C}$, γ увеличивается слева направо. Размер поля скана $10 \times 10 \mu\text{m}$, кроме образца 87 ($20 \times 20 \mu\text{m}$). Масштаб шкалы высот — в нанометрах, кроме образца 87 (в микрометрах). По горизонтали направление [001].

рованных или ориентированных образований. Наименьшей шероховатостью поверхности обладает образец 84 ($R_q = 3.6 \text{ nm}$), выращенный при $\gamma = 42$. Концентрация и подвижность электронов в этом образце также наивысшая в ряду рассматриваемых образцов.

Электрофизические параметры μ и n являются индикатором качества выращенных эпитаксиальных плёнок. Наилучшим с этой точки зрения является образец 84, который обладает наибольшей подвижностью и наименьшей шероховатостью поверхности. Отсюда можно сделать вывод, что технологические условия роста этого образца ($T_g = 480^\circ\text{C}$ и $\gamma = 42$) при условии получения n -типа проводимости являются наиболее подходящими для подложек GaAs (110). Уменьшение температуры роста до 410°C приводит к относительно слабому увеличению шероховатости поверхности до 5.2 nm (образец 72). Увеличение T_g от 480 до 680°C приводит уже к более сильному возрастанию шероховатости поверхности (табл. 1 и 2).

В структурах на GaAs (110), где необходимо получить p -тип проводимости (образец 87), наблюдается значительное возрастание среднеквадратичной шероховатости поверхности до 117 nm . Таким образом, в случае выращивания структур с p -типом проводимости на подложках GaAs (110) с относительно хорошей морфологией поверхности необходимо провести дополнительные работы по оптимизации режима эпитаксиального роста. Отклонение давления в ту или иную сторону от значения 480°C приводит к возрастанию шероховатости поверхности. Следовательно, температура роста 480°C в

сочетании с $\gamma = 42\text{--}55$ является оптимальной для выращивания гладких эпитаксиальных плёнок на подложках GaAs (110).

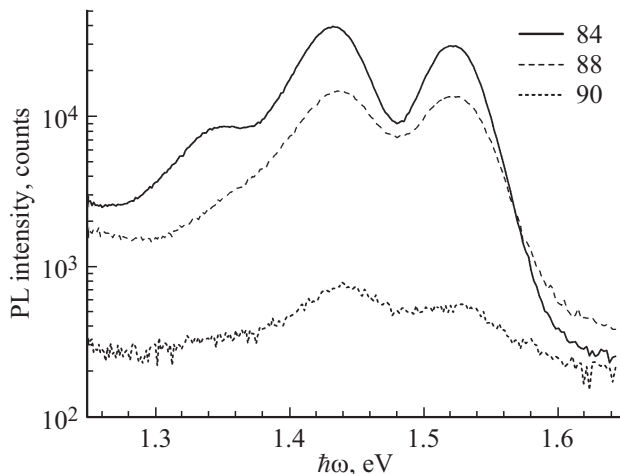
Спектры ФЛ

Как уже отмечалось, на GaAs (110) вырастить эпитаксиальные плёнки с хорошей морфологией поверхности как с n -, так и с p -типом проводимости — трудновыполнимая задача. Из-за большего коэффициента самокомпенсации легирующей примеси Si в GaAs (110) по сравнению с GaAs (100) и (111) процесс МЛЭ-роста Si-легированных слоёв GaAs на GaAs (110) часто трудно совместить с требованиями к гладкости поверхности. Как правило, в каждом конкретном случае приходится идти на компромисс. Достижение наилучшей морфологии сопровождается изменением технологических параметров роста, которые, в свою очередь, сложным образом влияют на коэффициент самокомпенсации легирующей примеси Si [8,9] и, следовательно, на концентрацию носителей заряда.

Все указанные сложности МЛЭ-роста на GaAs (110) связаны с особенностями поверхности. В то время как эпитаксиальные слои на GaAs (100) и (111) состоят из чередующихся плоскостей атомов Ga и As, поверхность GaAs (110) состоит из равного числа атомов Ga и As [18]. При этом атомы Ga и атомы As на поверхности (110) имеют одиночную свободную связь (три связи направлены в объём). Конфигурация атомных связей атомов Ga аналогична для поверхностей (110) и (111)A.

Таблица 2. Компоненты спектров ФЛ исследуемых образцов ($\hbar\omega$ — энергия, соответствующая вершине гауссиана, $\Delta\hbar\omega$ — ширина на половине высоты гауссиана, S — площадь под гауссианом)

№ образца, ориентация поверхности	Гауссиан 1			Гауссиан 2			Гауссиан 3			Гауссиан 4		
	$\hbar\omega_1$, eV	$\Delta\hbar\omega_1$, eV	S_1 , arb. units	$\hbar\omega_2$, eV	$\Delta\hbar\omega_2$, eV	S_2 , arb. units	$\hbar\omega_3$, eV	$\Delta\hbar\omega_3$, eV	S_3 , arb. units	$\hbar\omega_4$, eV	$\Delta\hbar\omega_4$, eV	S_4 , arb. units
84 (110)	1.521	0.040	1437	1.433	0.044	2017	1.358	0.081	819	1.247	0.053	130
88 (110)	1.521	0.046	756	1.438	0.051	835	1.378	0.062	175	0.37	1.24	8014
90 (110)	1.526	0.043	14.5	1.440	0.070	37.1	—	—	—	—	—	—

**Рис. 3.** Спектры ФЛ образцов 84, 88, 90 при $T = 77$ К.

В процессе формирования плёнок GaAs:Si между атомами Si и As может происходить конкуренция за узлы As кристаллической решётки. Именно малое число оборванных связей у атомов As увеличивает вероятность для атомов Si заместить атом As и вследствие этого проявить акцепторные свойства. Поэтому подложки GaAs с ориентациями (110) и (111)А похожи в проявлении амфотерности атомов Si в плёнках GaAs:Si. С другой стороны, поверхность GaAs (110) является неполярной, что существенно отличает её от поверхностей (100) и (111)А и может повлиять на свойства плёнок GaAs:Si. Поэтому точного совпадения особенностей спектров ФЛ плёнок на GaAs (110) с литературными данными для GaAs (111)А и (100), по-видимому, ожидать не следует.

Для анализа спектров ФЛ были выбраны образцы 84, 88 и 90, которые были выращены при $T_g = 480^\circ\text{C}$ и при разных значениях $\gamma = 42, 24, 84$. Выбор образцов был сделан по двум соображениям. Во-первых, согласно работам [8,9,16], температура роста 480°C лежит в диапазоне часто используемых; во-вторых, среди выращенных образцов образец 84 обладает наименьшей шероховатостью поверхности. Кроме того, диапазон изменения γ для выбранных образцов достаточно широк.

На рис. 3 представлены спектры ФЛ образцов 84, 88, 90. Как видно из рисунка, спектры ФЛ различаются не только интенсивностью, но и формой. Если в спектре ФЛ

образца 90 визуально наблюдаются две широкие полосы, то в спектре ФЛ образца 84 таких полос три. Спектр ФЛ образца 88 хотя и имеет две отчётливые полосы, но у низкоэнергетической полосы есть заметное „плечо“. Для анализа спектров ФЛ мы использовали известную методику разложения спектров на гауссианы [11]. В таблице представлены результаты такого разложения. Как видно, спектр ФЛ образца 90 хорошо описывается двумя гауссианами с максимумами при $\hbar\omega_1 = 1.52$ eV и $\hbar\omega_2 = 1.44$ eV, а спектры ФЛ образцов 84 и 88 — четырьмя: при $\hbar\omega_1 = 1.52$ eV, $\hbar\omega_2 = 1.43$ eV, $\hbar\omega_3 = 1.358$ и 1.378 eV для образцов 84 и 88 соответственно. Положения гауссианов $\hbar\omega_4 = 1.24$ eV определяются вне пределов проведённых измерений. Отметим ещё одну особенность: отношение интенсивностей сигналов двух полос I_2/I_1 возрастает с увеличением γ .

Для объяснения поведения спектров ФЛ в зависимости от γ воспользуемся моделью реакции дефектов [19]:



где вакансия мышьяка V_{As} трансформируется в пару дефектов (вакансию галлия V_{Ga} и атом галлия в узле атома мышьяка Ga_{As}) простым прыжком атома галлия в узел мышьяка. Поскольку эти дефекты заряжены, реакция управляется положением уровня Ферми. Простой прыжок атома Ga предпочтителен в образцах n -типа и превращает глубокий донор V_{As} в пару глубоких акцепторов V_{Ga} и Ga_{As} [19].

В таком случае мы можем рассматривать ситуацию с образцами 84, 88 и 90 следующим образом.

Образец 88 выращен при малом значении γ . В нём по сравнению с образцами 84 и 90 концентрация V_{As} должна быть выше. А диссоциация молекул As_4 , которая менее эффективна на поверхности (111)А, чем на поверхности (100), будет для всех образцов одинаковой. И при легировании образцов кремнием атомы Si, заполняя V_{As} , будут вести себя как акцепторы.

Как видно из рис. 3, в спектрах ФЛ всех образцов присутствуют полосы $\hbar\omega_1 = 1.52$ eV и $\hbar\omega_2 = 1.43$ eV. Первая полоса традиционно связывается с электрон-дырочной рекомбинацией в n -GaAs. Данные о второй полосе противоречивы: она приписывается переходам из зоны проводимости на акцепторные уровни собственных дефектов V_{Ga} , Ga_{As} либо примесных дефектов

Si_{As} [20,21]. Во всяком случае, считается, что область излучения при $\hbar\omega = 1.43 \text{ eV}$ соответствует элементарному акцепторному дефекту. Из исследований авторов [20] следует, что интенсивность полосы при $\hbar\omega = 1.43 \text{ eV}$ для поверхности (111)А больше, чем для (100). Тогда мы можем предположить, что для наших образцов на (110)-подложках в этой области энергий фотонов в интенсивность излучения больший вклад дает область от (111)А. Это следует из более сильного проявления амфотерности Si на ориентации (111)А по сравнению с (100). Кроме того, интенсивность этой полосы оказывается больше, чем интенсивность основной полосы с $\hbar\omega = 1.52 \text{ eV}$. В нашем случае именно такая ситуация реализуется для образцов 84 и 90, а для образца 88 эти интенсивности примерно одинаковы. Таким образом, с увеличением давления As_4 (а значит, и γ) из трёх типов дефектов V_{Ga} , Ga_{As} и Si_{As} , которые могут быть ответственными за полосу в спектре ФЛ с $\hbar\omega = 1.43 \text{ eV}$, наиболее вероятным оказывается дефект Si_{As} .

Как видно из рис. 3 и табл. 2, в спектрах ФЛ образцов 84 и 88, выращенных при малых и средних значениях γ , наблюдается полоса с $\hbar\omega = 1.35\text{--}1.37 \text{ eV}$. В спектре ФЛ образца 90 эта полоса не регистрируется, возможно, из-за её малой интенсивности. В работах [20,22] похожую полосу для GaAs (100) при $\hbar\omega = 1.36 \text{ eV}$ приписывают комплексу $\text{Si}_{\text{As}}\text{--}V_{\text{As}}$, отмечая при этом, что она чаще присутствует в образцах p -типа проводимости или же при малых значениях γ . В нашем же случае образцы обладают n -типом проводимости. Это означает, что концентрация дефектов Si_{Ga} , приводящих к n -типу проводимости, достаточно высока. И вклад от поверхности (100) в формирование линии ФЛ преобладает. Регистрируемое изменение энергии перехода на 0.02 eV для образцов 84 и 88 мы, как и авторы [19], связываем с изменением энергии связи акцептора Si_{As} .

Для образца 84 при разложении его спектра ФЛ на гауссианы обнаруживается пик при $\hbar\omega = 1.24 \text{ eV}$, который расположен вне пределов регистрации ФЛ. В работе [22] пик при $\hbar\omega = 1.23 \text{ eV}$ для легированного кремнием GaAs (100) приписывается внутренним переходам электронов между возбуждённым и основным состояниями комплекса $\text{Si}_{\text{Ga}}\text{--}V_{\text{Ga}}$. Поскольку Si_{Ga} является донором, а V_{Ga} — глубоким акцептором, они образуют донорно-акцепторную пару. В работе [19] обсуждается полоса ФЛ GaAs (111)А с энергией $\hbar\omega = 1.32 \text{ eV}$, которая при уменьшении мощности фотовозбуждения сдвигается к $\hbar\omega = 1.28 \text{ eV}$. Авторы [23] относят эту полосу к рекомбинации из заряженного дефекта Ga_{As}^- . Там же приводится ссылка, где полосы при $\hbar\omega = 1.32$ и 2.3 eV связываются с вакансиями Ga в заряженных состояниях V_{Ga}^- и V_{Ga}^{2-} , соответственно. В нашем случае при средних значениях γ (т.е. для образца 84) возникновение вакансий Ga возможно из-за недостаточно эффективной диссоциации As_4 и связанных с этим прыжков атомов Ga из своего узла в узел As.

Заключение

В работе проведены исследования электрофизических параметров, морфологии поверхности и спектров ФЛ однородно легированных кремнием плёнок GaAs, выращенных методом МЛЭ на подложках GaAs с кристаллографической ориентацией (110). Диапазон изменения температуры роста составлял от 410 до 680°C , а значений γ — от 14 до 84. Установлено, что электрофизические свойства и морфология поверхности эпитаксиальных плёнок GaAs:Si существенно зависят от условий формирования. При этом образцы, обладающие высокой концентрацией и подвижностью носителей заряда, также характеризуются развитой фасетированной поверхностью. Наиболее оптимальной совокупностью характеристик обладал образец, выращенный при пониженной температуре $T_g = 480^\circ\text{C}$ и соотношении давлений молекул As_4 и атомов Ga $\gamma = 42$.

В спектрах ФЛ слоев GaAs:Si (110), кроме основной полосы при $\hbar\omega_1 = 1.52 \text{ eV}$, выделены полосы при $\hbar\omega_2 = 1.43\text{--}1.44 \text{ eV}$, $\hbar\omega_3 = 1.35\text{--}1.37 \text{ eV}$ и $\hbar\omega_4 = 1.24 \text{ eV}$, которые отнесены к точечным дефектам Si_{As} , Si_{Ga} , V_{As} и V_{Ga} .

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 18-32-20207 мол_а_вед, 18-32-00157 мол_а).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Yerino C.D., Liang B., Huffaker D.L., Simmonds P.J., Lee M.L. // J. Vac. Sci. Technol. B. 2017. V. 35. P. 010801. doi 10.1116/1.4972049
- [2] Sun D., Towe E. // Jpn. J. Appl. Phys. 1994. V. 33. Part 1. N 1B. P. 702. doi 10.1143/JJAP.33.702
- [3] Vaccaro P.O., Tominaga K., Hosoda M., Fujita K., Watanabe T. // Jpn. J. Appl. Phys. 1995. V. 34. Part 1. N 2B. P. 1362. doi 10.1143/JJAP.34.1362
- [4] Ilg M., Ploog K.H., Trampert A. // Phys. Rev. B. 1994. V. 50. P. 17111. doi 10.1103/PhysRevB.50.17111
- [5] Ohachi T., Feng J.M., Asai K., Uwani M., Tateuchi M., Vaccaro P.O., Fujita K. // Microelectronics J. 1999. V. 30. P. 471. doi 10.1016/S0026-2692(98)00155-4
- [6] Галиев Г.Б., Карачевцева М.В., Мокеров В.Г., Страхов В.А., Яременко Н.Г. // ДАН. 1999. В. 367. № 5. С. 613; Galiev G.B., Karachevtseva M.V., Mokerov V.G., Strakhov V.A., Yaremenko N.G. // Doklady Physics. 1999. V. 44. Iss. 8. P. 510.
- [7] Galiev G., Kaminskii V., Milovzorov D., Velihovskii I., Mokerov V. // Semicond. Sci. Technol. 2002. V. 17. P. 120. doi 10.1088/0268-1242/17/2/305
- [8] Tok E.S., Neave J.H., Ashwin M.J., Joyce B.A., Jones T.S. // J. Appl. Phys. 1998. V. 83. P. 4160. doi 10.1063/1.367169

- [9] Zhou T.C., Zhou X.C., Kirk W.P. // *J. Appl. Phys.* 1997. V. 81. P. 7372. doi 10.1063/1.365437
- [10] Miyagawa A., Yamamoto T., Ohnishi Y., Nelson J.T., Ohachi T. // *J. Cryst. Growth.* 2002. V. 237–239. P. 1434. doi 10.1016/S0022-0248(01)02235-7
- [11] Галиев Г.Б., Климов Е.А., Клочков А.Н., Пушкарев С.С., Мальцев П.П. // *ФТП.* 2018. В. 52. № 3. С. 395; Galiev G.B., Klimov E.A., Klochkov A.N., Pushkarev S.S., Maltsev P.P. // *Semicond.* 2018. V. 52. Iss. 3. P. 376. doi 10.1134/S1063782618030119
- [12] Pavesi L., Henini M., Johnston D. // *Appl. Phys. Lett.* 1995. V. 66. P. 2846. doi 10.1063/1.113449
- [13] Agawa K., Hirakawa K., Sakamoto N., Hashimoto Y., Ikoma T. // *Appl. Phys. Lett.* 1994. V. 65. P. 1171. doi 10.1063/1.112136
- [14] Okano Y., Shigeta M., Seto H., Katahama H., Nishine S., Fujimoto I. // *Jpn. J. Appl. Phys.* 1990. V. 29. Part 2. N 8. P. L1357. doi 10.1143/JJAP.29.L1357
- [15] Sun D., Towe E. // *J. Cryst. Growth.* 1993. V. 132. P. 166. doi 10.1016/0022-0248(93)90258-X
- [16] Holmes D.M., Tok E.S., Sudijono J.L., Jones T.S., Joyce B.A. // *J. Cryst. Growth.* 1998. V. 192. P. 33. doi 10.1016/S0022-0248(98)00449-7
- [17] Wang W.I. // *J. Vac. Sci. Tech. B.* 1983. V. 1. P. 630. doi 10.1116/1.582567
- [18] Takano Y., Lopez M., Torihata T., Ikei T., Kanaya Y., Pak K., Yonezu H. // *J. Cryst. Growth.* 1991. V. 111. P. 216. doi 10.1016/0022-0248(91)90974-A
- [19] Piazza F., Pavesi L., Henini M., Johnston D. // *Semicond. Sci. Technol.* 1992. V. 7. P. 1504. doi 10.1088/0268-1242/7/12/014
- [20] Бобровникова И.А., Вилисова М.Д., Ивонин И.В., Лаврентьева Л.Г., Преображенский В.В., Пуцято М.А., Семягин Б.Р., Субач С.В., Торопов С.Е. // *ФТП.* 2003. Т. 37. № 9. С. 1072; Bobrovnikova I.A., Vilisova M.D., Ivonin I.V., Lavrent'eva L.G., Preobrazhenski V.V., Putyato M.A., Semyagin B.R., Subach S.V., Toropov S.E. // *Semicond.* 2003. V. 37. Iss. 9. P. 1047. doi 10.1134/1.1610116
- [21] Мокеров В.Г., Галиев Г.Б., Слепнев Ю.В., Хабаров Ю.В. // *ФТП.* 1998. Т. 32. № 11. С. 1320; Mokerov V.G., Galiev G.B., Slepnev Yu.V., Khabarov Yu.V. // *Semicond.* 1998. V. 32. Iss. 11. P. 1175. doi 10.1134/1.1187586
- [22] Hong Ky N., Reinhart F.K. // *J. Appl. Phys.* 1998. V. 83. P. 718. doi 10.1063/1.366743
- [23] Pavesi L., Hong Ky N., Ganiere J.D., Reinhart F.K., Baba-Ali N., Harrison I., Tuck B., Henini M. // *J. Appl. Phys.* 1992. V. 71. P. 2225. doi 10.1063/1.351120