

Исследование электрофизических и оптических свойств δ -легированных кремнием слоев GaAs, выращенных методом МЛЭ на разориентированных в направлении $[2\bar{1}\bar{1}]$ поверхностях (111)A GaAs

© Г.Б. Галиев, В.Г. Мокеров[¶], Э.Р. Ляпин, В.В. Сарайкин, Ю.В. Хабаров

Институт радиотехники и электроники Российской академии наук,
103907 Москва, Россия

(Получена 2 октября 2000 г. Принята к печати 23 октября 2000 г.)

Выполнены электрофизические и фотолуминесцентные исследования δ -Si-легированных структур GaAs, выращенных методом МЛЭ при различных соотношениях парциальных давлений $P_{As}/P_{Ga} = \gamma$ на подложках с ориентациями (111)A точно и разориентированных в направлении $[2\bar{1}\bar{1}]$. Измерения по эффекту Холла показывают, что проводимость изменяется от p - к n -типу при увеличении давления As (т.е. γ). Наблюдаемые изменения формы спектров фотолуминесценции интерпретированы в рамках кинетического подхода, базирующегося на различии плотности свободных химических связей на террасах и ступеньках вицинальной поверхности, возникающих на разориентированных в $[2\bar{1}\bar{1}]$ направлении подложках.

1. Введение

Получение высокосовершенных эпитаксиальных пленок (ЭП) является актуальной задачей как для исследования фундаментальных свойств, так и для приборных применений. Разориентирование подложек GaAs от ориентации (111)A в направлении $[2\bar{1}\bar{1}]$ на углы от 1 до 4°, согласно [1], приводит к появлению вицинальной поверхности, состоящей из террас с (111)A и ступенек с (111)B плоскостями, а в направлении $[2\bar{1}\bar{1}]$ к появлению террас с (111)A и ступенек с (100) плоскостями [2]. Авторам [1] удалось с помощью газофазной эпитаксии с использованием металлоорганических соединений вырастить структуры с хорошей однородностью и со ступеньками, достигающими высоты до ~ 30 монослоев. По мнению авторов, такую технологию роста можно использовать для создания структур с квантовыми нитями. Однако в этой работе нет данных о свойствах легированных эпитаксиальных пленок.

Интерес к свойствам ЭП, выращенных на подложках GaAs с ориентацией (111)A, вызван еще тем, что кремний в этом случае показывает ярко выраженные амфотерные свойства. Если в случае ориентации GaAs (100) кремний занимает место преимущественно в подрешетке Ga, образуя ЭП n -типа, то в случае ориентации (111)A в зависимости от температуры роста (T_s) и соотношения потоков мышьяка и галлия γ ($\gamma = P_{As}/P_{Ga}$, где P_{As} и P_{Ga} — парциальные давления паров As и Ga в зоне роста эпитаксиальных пленок в установке молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ)) можно вырастить как компенсированные, так и n - или p -типа проводимости ЭП [2–7]. Использование δ -легирования кремнием в этих случаях может позволить получить δ -слои, а возможно, и квантовые нити n - и p -типа проводимости.

Отметим, что свойства δ -легированных слоев n -типа (в случае использования кремния) и p -типа (в случае использования бериллия) на эпитаксиальных пленках,

выращенных на подложках GaAs с ориентацией (100), изучены довольно подробно [8–15]. В [15] отмечается сильное качественное отличие спектров фотолуминесценции (ФЛ) для n - и p -типа δ -легированных слоев на (100) GaAs и трудности обнаружения и исследования спектров ФЛ от одиночных δ -слоев n -типа проводимости. Это связано с отгалкивающим действием потенциала δ -слоя для неосновных носителей и, как следствие, близкой к нулю вероятностью рекомбинации с участием электронов, локализованных в потенциальной яме [11].

Однако в литературе нет данных об исследовании свойств δ -Si-легированных слоев, выращенных на подложках GaAs с ориентацией (111)A точно, или разориентированных, в которых в зависимости от соотношения потоков As и Ga можно получить δ -Si-слои как n -, так и p -типа проводимости.

В данной работе приводятся результаты исследований электрофизических свойств и спектров ФЛ δ -легированных кремнием эпитаксиальных слоев, выращенных методом МЛЭ при различных значениях γ на разориентированных в направлении $[2\bar{1}\bar{1}]$ подложках (111)A GaAs.

2. Получение эпитаксиальных пленок и методы исследования

Исследуемые образцы выращивались в установке МЛЭ "ЦНА-24" (Россия, г.Рязань). В качестве подложек использовались полуизолирующие подложки GaAs с ориентацией (111)A точно (just) и разориентированные в направлении $[2\bar{1}\bar{1}]$ на углы $\alpha = 1^\circ, 1.5^\circ$ и 3° . В одном технологическом процессе роста при определенном значении γ выращивались образцы на подложках с указанными углами разориентации, образец (111)A и, кроме этого, образец на подложке с ориентацией (100). Для этого все указанные подложки приклеивались с помощью индия на молибденовый держатель. Выращенные структуры включали: нелегированный буферный

[¶] E-mail: mok@mail.cplire.ru

№ образца	Ориентация и угол разориентации подложки α	Тип проводимости	Значение γ	Подвижность $\mu, \text{см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$		Слоевая концентрация $n_s, \text{см}^{-2}$	
				$T = 300 \text{ К}$	$T = 77 \text{ К}$	$T = 300 \text{ К}$	$T = 77 \text{ К}$
1	(100)	<i>n</i>	18	601	1070	$2 \cdot 10^{12}$	$1.6 \cdot 10^{12}$
2	(111)A $\pm 0.5^\circ$	<i>p</i>	18	54	53	$6.3 \cdot 10^{12}$	$4.8 \cdot 10^{12}$
3	(111)A 1°	<i>p</i>	18	43	50	$1.0 \cdot 10^{13}$	$6 \cdot 10^{12}$
4	(111)A 1.5°	<i>p</i>	18	49	205	$6.2 \cdot 10^{12}$	$7.3 \cdot 10^{11}$
5	(111)A 3°	<i>p</i>	18	60	145	$4.9 \cdot 10^{12}$	$1.3 \cdot 10^{12}$
6	(100)	<i>n</i>	63	305	1251	$1.3 \cdot 10^{13}$	$6 \cdot 10^{12}$
7	(111)A $\pm 0.5^\circ$	<i>n</i>	63	129	1247	$3.6 \cdot 10^{12}$	$1.8 \cdot 10^{11}$
8	(111)A 1°	<i>n</i>	63	271	593	$1.1 \cdot 10^{12}$	$1.7 \cdot 10^{11}$
9	(111)A 1.5°	<i>n</i>	63	175	563	$2.0 \cdot 10^{12}$	$3.5 \cdot 10^{11}$
10	(111)A 3°	<i>n</i>	63	166	360	$1.1 \cdot 10^{12}$	$7 \cdot 10^{11}$

слой толщиной ~ 0.48 мкм, δ -слой кремния и верхний нелегированный слой толщиной ~ 0.033 мкм. Эпитаксиальный рост проводился при $T_s = 600^\circ\text{C}$, а температура кремниевого источника задавалась такой, чтобы обеспечить в слоях GaAs (100) концентрацию электронов проводимости $n = 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, время δ -легирования было 135 с. Во время формирования δ -слоя рост прерывался, т.е. заслонка молекулярного источника галлия закрывалась. Условия формирования всех исследуемых структур представлены в таблице. Концентрация носителей и тип проводимости определялись путем измерения коэффициента Холла. Спектры фотолюминесценции (ФЛ) измерялись при $T = 77 \text{ К}$ в диапазоне энергий фотонов $\hbar\omega$ от 1.3 до 1.55 эВ. Для их возбуждения использовался Ag^+ -лазер с длиной волны $\lambda = 488 \text{ нм}$ и плотностью излучения до $100 \text{ Вт}/\text{см}^2$. Профили распределения кремния по глубине $N_{\text{Si}}(x)$ измерялись на вторично-ионном масс-спектрометре IMS-4F фирмы "Самеса". При этом в качестве первичного пучка использовались ионы кислорода O_2^+ с энергией $E_p = 5 \text{ кэВ}$. Площадь раstra составляла 250×250 мкм, а сбор вторичных ионов кремния осуществлялся с центрального участка раstra размером 60×60 мкм при разрешении по массам 5000. Изображения поверхности исследуемых образцов получены с помощью растрового электронного микроскопа "CamScan" в режиме вторичных электронов при ускоряющем напряжении 30 кэВ.

3. Обсуждение результатов

В таблице представлены условия формирования, а также измеренные при $T = 77$ и 300 К значения слоевой концентрации n_s и подвижности μ . Как видно, при $\gamma = 18$ образцы, выращенные на подложках (111)A GaAs (образцы № 2–5), имеют *p*-тип, а при $\gamma = 63$ — *n*-тип проводимости. А структуры, выращенные на (100) GaAs (образцы № 1,6), показывают *n*-тип проводимости в обоих случаях. Рассмотрим измеренные методом вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС) профили распределения кремния $N_{\text{Si}}(x)$ на исследуемых образцах,

которые представлены на рис. 1. Для всех образцов, как это видно из рисунка, наблюдается большое содержание Si в тонких приповерхностных слоях. Природа наличия Si в структурах GaAs, содержащих легированные кремнием слои в глубине эпитаксиальных пленок, при анализе методом ВИМС обсуждалась в [16,17], поэтому здесь мы эту область рассматривать не будем.

Как видно из рис. 1, для образцов № 2, 3, 5, выращенных при $\gamma = 18$, профили $N_{\text{Si}}(x)$ от δ -Si-слоя получаются сильно размытыми и определить значение полуширины δ -слоя Δ , т.е. величины FWHM (full width at half maximum), практически невозможно. Это, по-видимому, связано с тем, что эпитаксиальные пленки при малых значениях γ получаются более дефектными. Заметим, что аналогичная закономерность наблюдалась и в [2]. Известно, что ионное травление при анализе методом ВИМС приводит к возрастанию развития рельефа по-

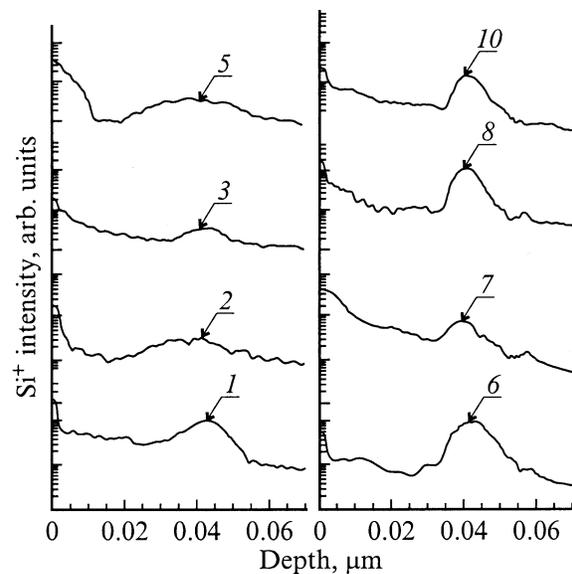


Рис. 1. Профили распределения кремния по глубине $N_{\text{Si}}(x)$, измеренные методом ВИМС. Номера на кривых соответствуют номерам образцов в таблице.

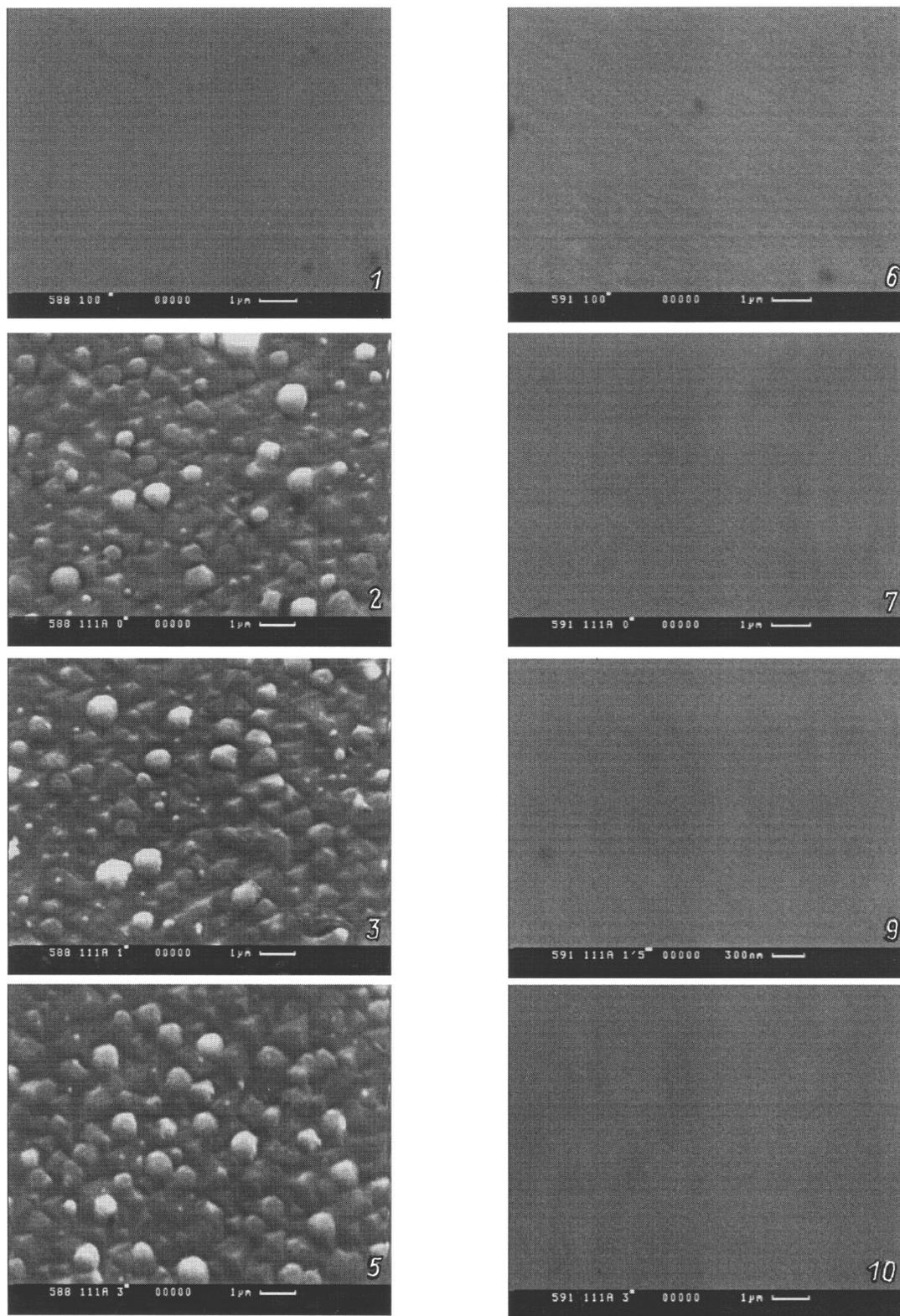


Рис. 2. Изображение поверхности исследуемых образцов, полученное с помощью растрового микроскопа. Номера на снимках соответствуют номерам образцов в таблице.

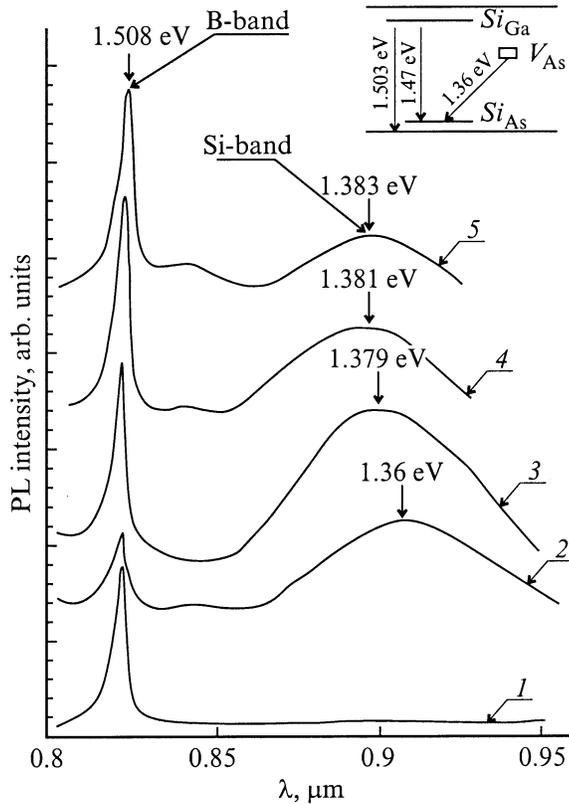


Рис. 3. Спектры фотолуминесценции, измеренные при $T = 77$ К, для образцов № 1–5, выращенных при $\gamma = 18$ с δ -Si-легированными слоями. Спектры смещены относительно друг друга по вертикали. На вставке — предполагаемая зонная диаграмма для оптических переходов.

верхности, а это в свою очередь вызывает ухудшение разрешения по глубине при анализе методом ВИМС. На рис. 2 представлены изображения поверхности исследуемых образцов, полученных с помощью растрового электронного микроскопа. Как видно из рис. 1 и 2, именно образцы с сильно уширенными профилями имеют большую дефектность (образцы № 2, 3, 5). Таким образом, сильное уширение профилей δ -Si-слоя для образцов № 2, 3, 4, изображенных на рис. 1, скорее всего связано с морфологией поверхности и с усилением развития рельефа поверхности при ионном травлении.

В то же время для образцов № 1, 7–11 профили δ -слоев получаются не так сильно размытыми, хотя и наблюдается уход кремния к поверхности. Значения полуширины Δ составляют: 120, 100, 123, 80, 71, 63 Å для образцов № 1 и 6–10 соответственно, т.е. близки к наблюдаемым значениям Δ для δ -легированных слоев при анализе методом ВИМС. То, что $\Delta_1 > \Delta_6$ (здесь индексы при Δ соответствуют номерам образцов в таблице) для образцов, выращенных на (100) GaAs, по-видимому, связано с тем, что эпитаксиальный рост при $\gamma = 18$ является не очень оптимальным с точки зрения морфологии поверхности. Обратим внимание на то, что с

увеличением угла разориентации от 0° до 3° значение Δ уменьшается, в частности, если для $\alpha = 0^\circ$ $\Delta_7 = 123$ Å, то для $\alpha = 3^\circ$ $\Delta_{10} = 63$ Å. На наш взгляд, это связано с улучшением морфологии поверхности эпитаксиальных пленок при увеличении угла разориентации, что в свою очередь улучшает как разрешение по глубине во время анализа методом ВИМС, так и связанное с этим реальное уменьшение ширины δ -Si-слоя.

Рассмотрим теперь результаты измерений спектров ФЛ. На рис. 3 представлены измеренные при $T = 77$ К спектры ФЛ для образцов № 1–5, а на вставке — диаграмма оптических переходов для GaAs, построенная по экспериментальным данным, полученным в [4,7,9]. Как видно из рис. 3, в спектрах ФЛ, кроме образца № 1, наблюдаются две полосы. Одна из них, расположенная при $\hbar\omega \approx 1.508$ эВ и обозначенная здесь как B-полоса, соответствует межзонной излучательной рекомбинации ($e-h$). Вторая широкая полоса, с максимумом пика при $\hbar\omega \approx 1.36 \div 1.38$ эВ, присутствует только в образцах, выращенных на подложках (111)A с разными α и δ -Si-слоем, и обозначена на рис. 3 как Si-полоса. На рис. 4 представлены спектры ФЛ образцов, выращенных при тех же условиях на аналогичных рис. 3 подложках (кроме (100) GaAs), но без δ -Si-слоя. Как видно из рис. 4, Si-полоса в этом случае отсутствует. Это дает основание заключить, что эта полоса связана

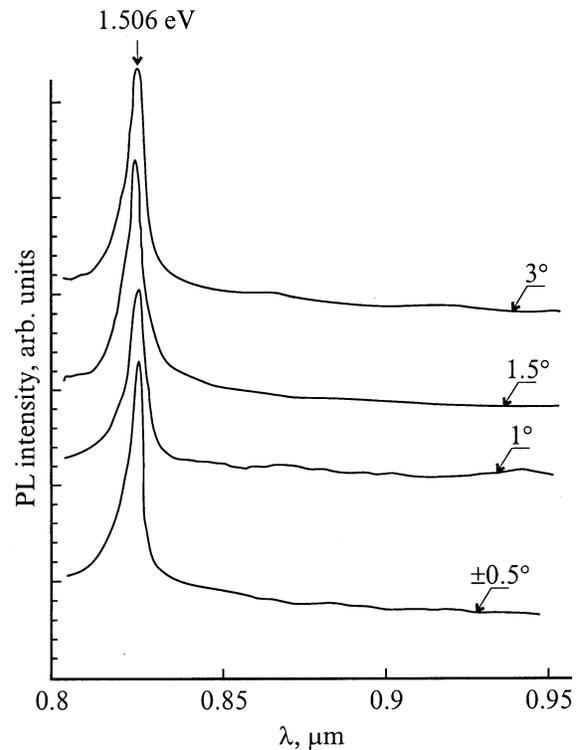


Рис. 4. Спектры фотолуминесценции, измеренные при $T = 77$ К, для образцов, выращенных на подложках (111)A при тех же условиях, как и образцы № 1–5, но без δ -Si-слоя. Спектры смещены относительно друг друга по вертикали. На кривых указаны значения углов разориентации.

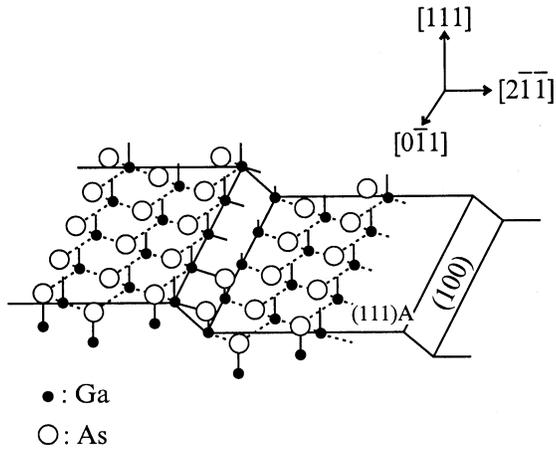


Рис. 5. Схематическое расположение атомов Ga и As на поверхности (111)A при разориентировании подложек в направлении $[2\bar{1}\bar{1}]$.

с δ -Si-слоем. Заметим, что в спектрах ФЛ от одиночных δ -легированных бериллием (δ -Be-слой) слоев, выращенных на подложках (100) GaAs, также отсутствует полоса в диапазоне $\hbar\omega \approx 1.36 \div 1.38$ эВ. А особенности спектров ФЛ δ -Be-слоя p -типа проводимости связаны с переходами между зоной проводимости и акцепторными уровнями, создаваемыми атомами бериллия, и расположены в области $\hbar\omega \approx 1.42 \div 1.49$ эВ [11,12,15]. Полосу при $\hbar\omega \approx 1.36$ эВ в спектрах ФЛ для эпитаксиальных пленок, выращенных на подложках (111)A GaAs, обычно приписывают рекомбинации электронов, локализованных на вакансиях мышьяка V_{As} , с дырками на уровне акцептора — кремния в узле мышьяка Si_{As} [4,7], т.е. переходом $V_{As}-Si_{As}$. Эта полоса ФЛ наблюдается и в легированных кремнием эпитаксиальных пленках, выращенных на подложках (100) GaAs, после отжига при $T > 600^\circ\text{C}$ [16], и на пленках, выращенных на подложках (111)A, (211)A, (311)A при низких давлениях As [7,18] или также после отжига [18,19].

Рассмотрим поведение Si-полосы в зависимости от угла разориентации α . Как видно из рис. 3, с увеличением α максимум Si-полосы смещается в коротковолновую область от $\hbar\omega = 1.36$ эВ для $\alpha = 0^\circ$ до 1.383 эВ для $\alpha = 3^\circ$. Этот сдвиг Si-полосы с ростом α можно объяснить исходя из рассмотрения плотности связей на террасах и ступеньках. На рис. 5 схематически представлено расположение атомов Ga и As на вицинальной поверхности при разориентации подложки (111)A GaAs в направлении $[2\bar{1}\bar{1}]$. Видно, что вицинальная поверхность содержит разную плотность свободных связей Ga на террасах и ступеньках, т.е. ситуации для возникновения вакансии V_{As} и занятия кремнием узлов As на террасах и ступеньках отличаются. Предположим, что донорно-акцепторные ($D-A$) пары образуются с расстоянием r между донорами и акцепторами больше, чем боровский радиус. Тогда, согласно [20], для такой пары энергия

излучения определяется выражением

$$\hbar\omega = E_g - (E_A + E_D) + \frac{e^2}{4\pi\epsilon\epsilon_0 r},$$

где E_g — энергия запрещенной зоны, E_A и E_D — акцепторные и донорные уровни, ϵ и ϵ_0 — относительная диэлектрическая проницаемость GaAs и вакуума, e — заряд электрона, r — расстояние между донором и акцептором.

Таким образом, мы имеем к энергии перехода $E_g - (E_A + E_D) \approx 1.36$ эВ добавку $e^2/4\pi\epsilon\epsilon_0 r$, связанную с взаимодействием внутри $D-A$ -пары. Для нашего случая величина r будет определяться некоторым средним расстоянием между донором и акцептором в парах для каждой длины террасы $L_{тер}$. А значения $L_{тер}$ составляют 37.2, 18.6, 12.4 и 6.2 нм для $\alpha = 0.5, 1, 1.5$ и 3° соответственно. Величина добавки $e^2/4\pi\epsilon\epsilon_0 r$ для $r = 40$ и 10 нм составляет ~ 0.0027 и 0.012 эВ соответственно, т.е. она увеличивается с ростом угла разориентации α и сопоставима с наблюдаемым сдвигом Si-полосы в спектрах ФЛ, представленных на рис. 3, в сторону больших энергий. Таким образом, сдвиг Si-полосы с ростом α может быть объяснен изменением расстояний в $D-A$ -парах на ступеньках и террасах вицинальной грани.

Рассмотрим ЭП, выращенные при больших γ , т.е. при $\gamma \approx 63$. В этом случае, как известно, ЭП, легиро-

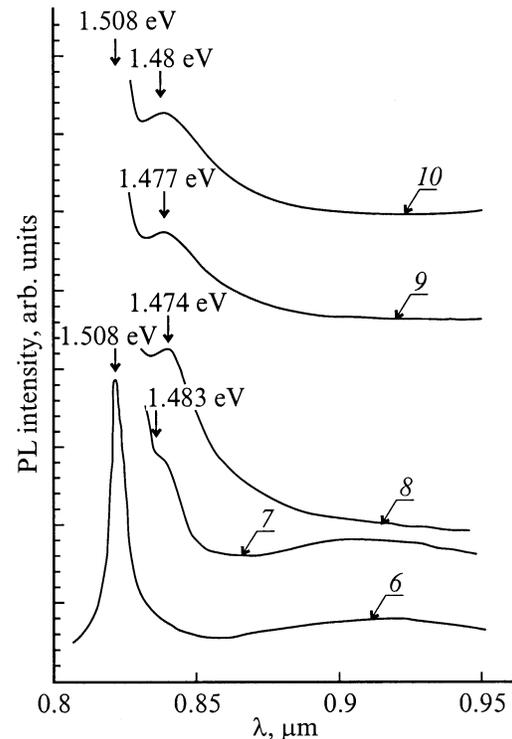


Рис. 6. Спектры фотолуминесценции, измеренные при $T = 77$ К, для образцов № 6–10, выращенных при $\gamma = 63$ с δ -Si-легированными слоями. Спектры смещены относительно друг друга по вертикали. Для образцов № 7–10 основная полоса при $\hbar\omega = 1.508$ эВ не представлена из-за большой интенсивности сигнала.

ванные кремнием, проявляют n -тип проводимости. На рис. 6 представлены спектры ФЛ для образцов № 6–10, выращенных при $\gamma = 63$. Как видно из таблицы, эти образцы показывают n -тип проводимости. Из рис. 6 видно, что кроме основной полосы при $\hbar\omega \approx 1.508$ эВ для образцов, выращенных на подложках (111)А с разными углами разориентации, присутствует особенность при $\hbar\omega \approx 1.47 \div 1.48$ эВ. Причем если для образца № 7 особенность выражается в виде "плеча" в области $\hbar\omega \approx 1.483$ эВ, то с ростом α (для образцов № 8, 9, 10) проявляется в виде более четко выраженной полосы. Такая же полоса в спектрах ФЛ наблюдалась для однородно легированных эпитаксиальных пленок, выращенных на подложках (111)А GaAs при больших значениях γ и в [5]. Там же наблюдался сдвиг основной полосы от $\hbar\omega \approx 1.508$ до ≈ 1.525 эВ при изменении γ от 16 до 70. В нашем же случае, т.е. для δ -Si-легирования, такого сдвига основной полосы не наблюдается. Кроме того, интенсивность полосы при $\hbar\omega \approx 1.48$ эВ в [5] больше, чем интенсивность основной полосы. По нашему мнению, полоса при $\hbar\omega \approx 1.47$ эВ связана с переходами между донорными и акцепторными состояниями кремния, т.е. $\text{Si}_{\text{Ga}} - \text{Si}_{\text{As}}$.

Таким образом, проведенные исследования показали, что, используя для легирования лишь кремний, на подложках с ориентацией (111)А можно получать δ -легированные слои как n -, так и p -типа. Для образцов, выращенных на подложках (111)А и разориентированных от этой плоскости в направлении $[2\bar{1}\bar{1}]$, в спектрах ФЛ наблюдаются полосы, связанные с одиночными δ -легированными слоями кремния. Анализ спектров ФЛ показал, что при малых γ , т.е. когда формируется δ -слой p -типа, при увеличении угла разориентации происходит сдвиг полосы при $\hbar\omega = 1.36$ эВ в сторону больших энергий. Этот сдвиг связывается с изменением среднего расстояния между донорами и акцепторами в D -А-парах за счет увеличения длин террас при возрастании угла разориентации α .

Работа выполнена при финансовой поддержке по межотраслевой научно-технической программе России "Физика твердотельных наноструктур", проект № 99-2044.

Список литературы

- [1] J.S. Lee, H. Isshiki, T. Sugano, Y. Aoyagi. *J. Cryst. Growth.*, **173**, 27 (1997).
- [2] Y. Okano, M. Shigeta, H. Seto, H. Katahama, S. Nishine, I. Fujimoto. *Japan. J. Appl. Phys.*, **29**, L1357 (1990).
- [3] W.I. Wang, E.E. Mendez, T.S. Kuan, L. Esaki. *Appl. Phys. Lett.*, **47**, 826 (1985).
- [4] F. Piazza, L. Pavesi, M. Henini, D. Johnston. *Semicond. Sci. Technol.*, **7**, 1504 (1992).
- [5] В.Г. Мокеров, Г.Б. Галиев, Ю.В. Слепнев, Ю.В. Хабаров. *ФТП*, **32**, 1320 (1998).
- [6] Y. Okano, H. Seto, H. Katahama, S. Hishine, I. Fujimoto, T. Suzuki. *Japan. J. Appl. Phys.*, **28**, L151 (1989).
- [7] L. Pavesi, M. Henini, D. Johnston. *Appl. Phys. Lett.*, **66**, 2846 (1995).
- [8] J.C.M. Hening, Y.A.R.R. Kessener, P.M. Koenraad, M.R. Leys, W van der Vleuten, J.H. Wolter and A.M. Frens. *Semicond. Sci. Technol.*, **6**, 1079 (1991).
- [9] J. Wagner, A. Fisher, K. Ploog. *Phys. Rev. B*, **42**, 7280 (1990).
- [10] C.H. Perry, K.S. Lee, W. Zhou, J.M. Worlock, A. Zrenner, F. Kosh, K. Ploog. *Surf. Sci.*, **196**, 677 (1988).
- [11] A.M. Gilinsky, K.S. Zhuravlev, D.I. Lubyshev, V.P. Migal, V.V. Preobrazhenskii, B.R. Semagin. *Superlat. Microstruct.*, **10**, (4), 399 (1991).
- [12] J. Wagner, A. Ruiz, K. Ploog. *Phys. Rev. B*, **43**, 12 134 (1991).
- [13] R. Enderlein, G.M. Sipahi, L.M.R. Scolfaro, J.R. Leite, I.F.L. Dias. *Mater. Sci. Eng. B*, **35**, 396 (1995).
- [14] D. Richards, J. Wagner, H. Schneider, G. Hendorfer, M. Maier, A. Fischer, K. Ploog. *Phys. Rev. B*, **47**, 9629 (1993).
- [15] G.M. Sipahi, R. Enderlein, L.M.R. Scolfaro, J.R. Leite, E.C.F. da Silva, A. Levine. *Phys. Rev. B*, **57**, 9168 (1998).
- [16] L. Pavesi, N.H. Ky, J.D. Ganiere, F.K. Reinhart, N. Baba-Ali, J. Harrison, B. Tuck, M. Henini. *J. Appl. Phys.*, **71**, 2225 (1992).
- [17] Г.Б. Галиев, В.Э. Каминский, В.Г. Мокеров, В.К. Неволин, В.В. Сарайкин, Ю.В. Слепнев. *ФТП*, **34**, (7), 769 (2000).
- [18] J. Harrison, L. Pavesi, M. Henini, D. Johnston. *J. Appl. Phys.*, **75**, 3151 (1994).
- [19] H. Birey, J. Sites. *J. Appl. Phys.*, **51**, 619 (1980).
- [20] L. Pavesi, M. Guzzi. *J. Appl. Phys.*, **75**, 4779 (1994).

Редактор В.В. Чалдышев

Electrophysical and optical studies of the δ -Si doped GaAs, grown by MBE on the (111)A GaAs surface misoriented toward $[2\bar{1}\bar{1}]$

G.B. Galiev, V.G. Mokerov, E.R. Ljapin, V.V. Saraikin, Yu.V. Khabarov

Institute of Radio Engineering and Electronics,
Russian Academy of Sciences,
103907 Moscow, Russia

Abstract Electrical and photoluminescence (PL) studies have been made of the δ -Si doped GaAs structures grown on (111)A both precise and misoriented toward $[2\bar{1}\bar{1}]$ direction substrates by molecular-beam epitaxy (MBE) for different relations of the partial pressures $P_{\text{As}}/P_{\text{Ga}} = \gamma$. The Hall effect measurements have revealed that the doping is being changed from p - to n -type as As pressure goes up. The observed modifications of PL-spectra have been explained in the framework of a kinetic approach and take into account the dangling bond density discrepancy across the terrace and steps peculiar to the vicinal surface due to substrate misorientation toward $[2\bar{1}\bar{1}]$ direction.