

Свойства эпитаксиальных твердых растворов $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$, выращенных МОС-гидридной автоэпитаксией

© П.В. Середин[¶], Э.П. Домашевская, И.Н. Арсентьев^{*¶},
Д.А. Винокуров*, А.Л. Станкевич*

Воронежский государственный университет,
394006 Воронеж, Россия

* Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 11 апреля 2012 г. Принята к печати 25 апреля 2012 г.)

Рост эпитаксиальных твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As:C$ методом МОС-гидридной эпитаксии при низких температурах приводит к образованию четверных твердых растворов $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$, в которых атомы углерода могут концентрироваться на дефектах кристаллической решетки эпитаксиального твердого раствора с образованием нанокластеров примеси.

1. Введение

Известно, что электронные и оптические свойства сложных полупроводниковых систем можно сравнительно легко оптимизировать в соответствии с насущными потребностями электроники, а использование этих материалов становится особенно привлекательным при разработке быстродействующих электронных и оптоэлектронных приборов. В последние несколько лет разработка новых методов легирования [1], включающих точный контроль уровня легирования [2] и новые способы реактивации примесей [3,4], привела к значительному улучшению качества эпитаксиальных слоев и, как следствие, расширила сферу их применения в электронной промышленности [5,6]. Основными легирующими примесями в $A^{III}B^V$ являются углерод и кремний. Однако, несмотря на частое использование и высокую степень изученности их поведения в качестве примесей, перед исследователями стоит целый ряд неразрешенных проблем, порожденных их использованием. Так, к примеру, можно избежать недостатков дополнительных прекурсоров (CCl_4 и CBr_4), если принять во внимание собственное (внутреннее) легирование (автолегирование) углеродом. Собственное легирование происходит при уменьшении соотношения элементов V/III групп, в результате чего происходит интенсивное внедрение углерода из метильных групп триметилгаллия или триметилалюминия [7,8]. В работах [9,10] сообщается, что концентрация углерода растет с уменьшением соотношения мольных долей элементов V и III групп в газовой фазе и остается практически неизменной для значений $V/III < 1$. Таким образом, был найден предел, при котором возможны максимальные концентрации углерода как легирующего элемента. Низкие значения соотношения V/III вплоть до 1.3 позволяют получить концентрации до $1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$. Максимальные значения $\geq 1.8 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ были достигнуты в интервале температур роста 530–650°C.

Легирование твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As$ углеродом с высокими концентрациями должно привести к встраиванию примеси в металлическую подрешетку [11,12]. Это в свою очередь может привести не только к образованию субструктуры твердых растворов и возможному скоплению углерода в местах дефектов решетки, но и отразится на энергетической характеристике материала, такой как ширина запрещенной зоны. Поэтому цель данной работы — изучение особенностей атомного строения и оптических свойств полупроводниковых гетероструктур на основе тройных твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As$, автолегированных углеродом.

2. Объекты и методы исследования

Гетероструктуры $Al_xGa_{1-x}As:C/GaAs(100)$ были выращены в Лаборатории полупроводниковой люминесценции и инжекционных излучателей ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН на установке МОС-гидридной эпитаксии „EMCORE GS 3/100“ в вертикальном реакторе при пониженной температуре и минимальном (3–5) соотношении элементов V и III групп. Толщина и состав рассчитывались из данных, определенных для твердых растворов, выращиваемых при стандартных условиях: температура роста 700–800°C, соотношение элементов V и III групп $\sim 100\text{--}200$. Для сравнения свойств образцов, полученных по новой методике и при нормальных условиях, использовался образец EM1017 с $x \approx 0.50$, выращенный по обычной технологии.

Определение параметров решеток и структурное согласование эпитаксиальных слоев с подложкой проводили с использованием рентгеновской дифракции на дифрактометре ARL X'TRA Thermo Techno с высоким угловым разрешением на $CuK_{\alpha 1,2}$ -излучении. Спектры фотолюминесценции были получены при комнатной температуре на спектрометре Horiba Jobin HR800 с возбуждением на 332 нм.

[¶] E-mail: paul@phys.vsu.ru

^{*¶} E-mail: arsentjev@mail.ioffe.ru

3. Результаты исследований и их обсуждение

3.1. Дифрактометрические исследования

Результаты рентгеновской дифракции приведены на рис. 1. Как видно из полученных результатов, дифракция от всех образцов представляет собой наложение дублетов от подложки и твердого раствора. Однако в отличие от гетероструктуры EM1017, выращенной по стандартной методике, расположение $K_{\alpha_{1,2}}$ -дублетов пленки и подложки у низкотемпературных гетероструктур отличается принципиально. $K_{\alpha_{1,2}}$ -дублет от эпитак-

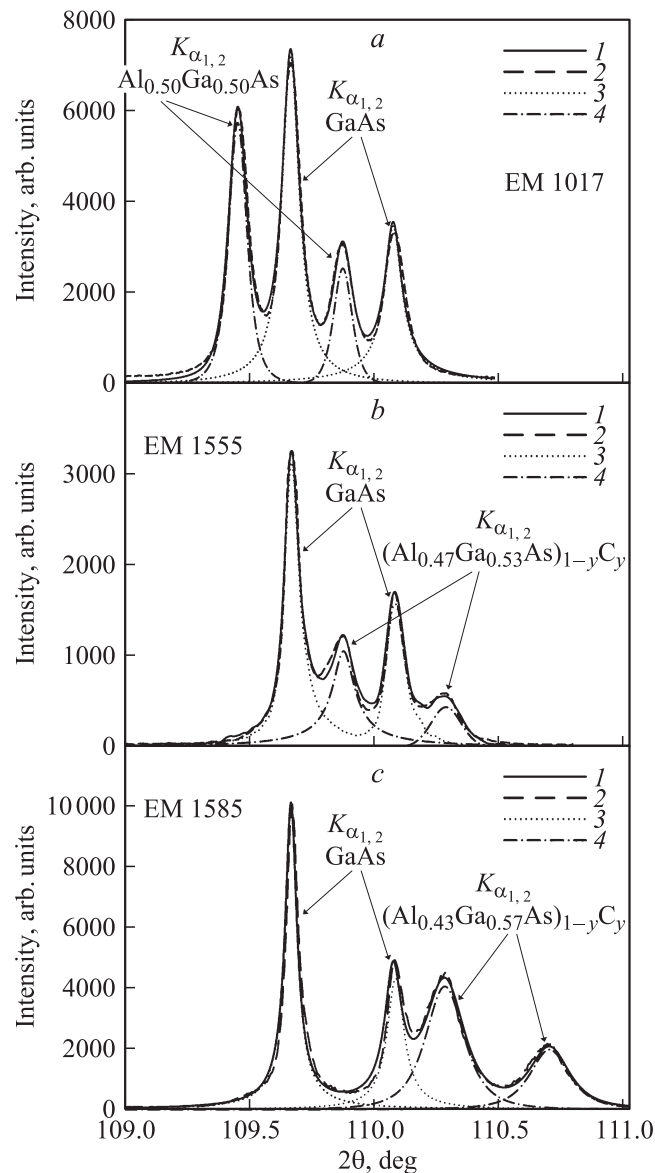


Рис. 1. Профили рентгеновской дифракции от плоскости (600) для исследованных гетероструктур: *a* — образец EM1017, *b* — образец EM1555, *c* — образец EM1585. 1 — эксперимент, 2 — модель, 3 — подложка GaAs(100), 4 — твердый раствор $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$.

сиального твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}:\text{C}$ расположен со стороны больших углов 2θ от дублета GaAs(100). Это свидетельствует о том, что параметр кристаллической решетки твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}:\text{C}$ стал меньше параметра GaAs(100). Анализ полученных экспериментальных данных позволяет сделать заключение о том, что твердый раствор $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}:\text{C}$ гетероструктуры EM1585, скорее всего, претерпевает композиционное расслоение на два близких состава. Это хорошо заметно из анализа формы дифракционного дублета от твердого раствора. Так, полуширина $K_{\alpha_{1,2}}$ -дублета от твердого раствора гетероструктуры EM1585 почти в 2 раза больше полуширины для гетероструктуры EM1555 и в 2.5 раза, чем у гетероструктуры EM1017.

На основании данных рентгеноструктурного анализа были определены полуширины дифракционных $K_{\alpha_{1,2}}$ -дублетов, рассчитаны межплоскостные расстояния и параметры решеток в направлении роста. Результаты рентгеновской дифракции для низкотемпературных гетероструктур приведены в табл. 1.

Использование метода рентгеновского микроанализа помогло уточнить величины концентраций элементов в низкотемпературных твердых растворах, поскольку рентгеноструктурные исследования показали неожиданные результаты. Так как данным методом невозможно точно установить концентрацию атомов углерода ввиду его большого содержания в камере для микроанализа, то данные, приведенные в табл. 1, содержат лишь уточненные концентрации атомов алюминия, галлия и мышьяка. Анализируя полученные результаты, важно отметить, что атомный процент атомов мышьяка в эпитаксиальных слоях низкотемпературных пленок с учетом погрешности измерений меньше суммарного содержания атомов алюминия и галлия, что в свою очередь указывает на отличающееся от стандартного неупорядоченного твердого раствора заполнение металлической и неметаллической подрешеток основными атомами.

3.2. Фотолуминесцентные исследования низкотемпературных гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}:\text{C}/\text{GaAs}(100)$

Образование твердых растворов с углеродом и возможное образование углерода в местах дефектов решетки должно отразиться и на энергетической характеристике материала, такой как ширина запрещенной зоны. Привлечение фотолуминесцентной спектроскопии как инструмента для анализа ширины запрещенной зоны и влияния углеродной примеси являются логически обоснованными. Спектры фотолуминесценции от исследуемых в работе образцов, приведенные на рис. 2, были получены при комнатной температуре в области эмиссии от твердого раствора 450–700 нм. Моделирование экспериментальных спектров, в том числе разложение их на компоненты, проводили с применением программного комплекса „PeakFit v4.12“. При моделировании учи-

Таблица 1. Результаты рентгеновского дифракционного анализа и рентгеновского микроанализа гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As: C/GaAs(100)$

Гетероструктура		Состав по данным МА, x	Атомный состав твердого раствора по данным МА			Рентгеноструктурный анализ		
			n_{Al} ат.%	n_{Ga} ат.%	n_{As} ат.%	полуширина, $\Delta\theta^\circ$	a_{expt}^\perp , Å	a^v , Å
EM1017	$Al_xGa_{1-x}As$	0.50	25.5	24.5	50.0	0.08	5.6604	5.6572
	GaAs(100)	—	—	—	—	0.08	5.6532	5.6572
EM1555	$Al_xGa_{1-x}As: C$	0.47	23.6	26.9	49.4	0.11	5.6461	—
	GaAs(100)	—	—	—	—	0.07	5.6532	—
EM1585	$Al_xGa_{1-x}As: C$	0.43	21.7	28.9	49.3	0.18	5.6321	—
	GaAs(100)	—	—	—	—	0.06	5.6532	—

тавались положение и полуширина экспериментальных пиков.

На рис. 2, *a* представлен типичный для системы GaAs–AlAs спектр фотолюминесценции образца EM1017 $Al_{0.50}Ga_{0.50}As/GaAs(100)$, выращенного по стандартной технологии. В спектре наблюдается узкая эмиссионная линия от твердого раствора $Al_{0.50}Ga_{0.50}As$. Что касается низкотемпературных гетероструктур, то спектр фотолюминесценции образца EM1555 с $x \approx 0.47$ (рис. 2, *b*) содержит один пик, соотносимый с эмиссией от твердого раствора $Al_xGa_{1-x}As: C$ ($E_g \approx 2.08$ эВ), в то время как спектр гетероструктуры EM1585 с $x \approx 0.43$ (рис. 2, *c*) состоит из двух эмиссионных полос, одна из которых отвечает фотолюминесценции от твердого раствора образца EM1585 ($E_g \approx 2.05$ эВ), а вторая полоса смещена в высокоэнергетическую сторону.

Следует отметить, что определенные из спектров фотолюминесценции энергии эмиссий E_g (см. табл. 2) и соответствующие ширинам запрещенных зон твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As: C$ низкотемпературных гетероструктур EM1555 и EM1585 отличаются от тех, которые должны иметь аналогичные по составу нелегированные твердые растворы $Al_xGa_{1-x}As$. Так, для гетероструктуры EM1555 с $x \approx 0.47$ в соответствии с уравнением Куфала (1) ширина запрещенной зоны должна иметь значение $E_g \approx 1.96$ эВ, а для гетероструктуры EM1585 с $x \approx 0.43$

Таблица 2. Энергии пиков эмиссии в спектрах фотолюминесценции гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As: C/GaAs(100)$.

Образец	$AlGaAs$, эВ	Дополнительные эмиссионные полосы, эВ			
		—	—	—	—
EM1017 $Al_{0.50}Ga_{0.50}As/GaAs(100)$	1.97	—	—	—	—
EM1555 $Al_{0.47}Ga_{0.53}As: C/GaAs(100)$	2.08	—	1.57	1.69	—
EM1585 $Al_{0.43}Ga_{0.57}As: C/GaAs(100)$	2.05	1.36	1.54	1.64	2.31

соответственно $E_g \approx 1.95$ эВ:

$$E_{g Al_xGa_{1-x}As} = 1.424 + 1.247x \quad \text{для } x < 0.45,$$

$$E_{g Al_xGa_{1-x}As} = 1.9 + 0.125x \quad \text{для } x > 0.45. \quad (1)$$

Полученные экспериментальные значения для легированных твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As: C$ отличаются от расчетных для нелегированных $Al_xGa_{1-x}As$ приблизительно на 0.1 эВ, что может свидетельствовать о структурных изменениях низкотемпературных твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As: C$ по отношению к $Al_xGa_{1-x}As$.

Что касается дополнительного максимума в спектре гетероструктуры EM1585 и смещенного в высокоэнергетическую сторону относительно эмиссии твердого раствора ($E_g \approx 2.31$ эВ), то, анализируя экспериментальные данные и результаты наших исследований методом рамановской спектроскопии, проведенные в предыдущей работе [13], можно предположить, что его появление связано с возникновением переходов с уровней, образованных кластерами углерода в эпитаксиальном твердом растворе $Al_xGa_{1-x}As-C$.

3.3. Определение концентраций углерода в твердых растворах

Исследования структурного качества пленок $Al_xGa_{1-x}As$, аналогичные представленным в нашей работе, были проведены в [11], где образцы на основе твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As$ были получены методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) при низких температурах ($\sim 250^\circ\text{C}$). В работе [11] было показано, что при низкотемпературной МЛЭ в пленках $Al_xGa_{1-x}As$ наблюдался избыток атомов мышьяка, который мог образовывать упорядоченно расположенные в толще пленки кластеры, вследствие чего параметр кристаллической решетки низкотемпературных $Al_xGa_{1-x}As$ был больше, чем у нормальных твердых растворов. Последующий отжиг пленок перераспределял избыточный мышьяк и приводил к уменьшению параметров решетки до „нормальных“ для данных концентраций величин.

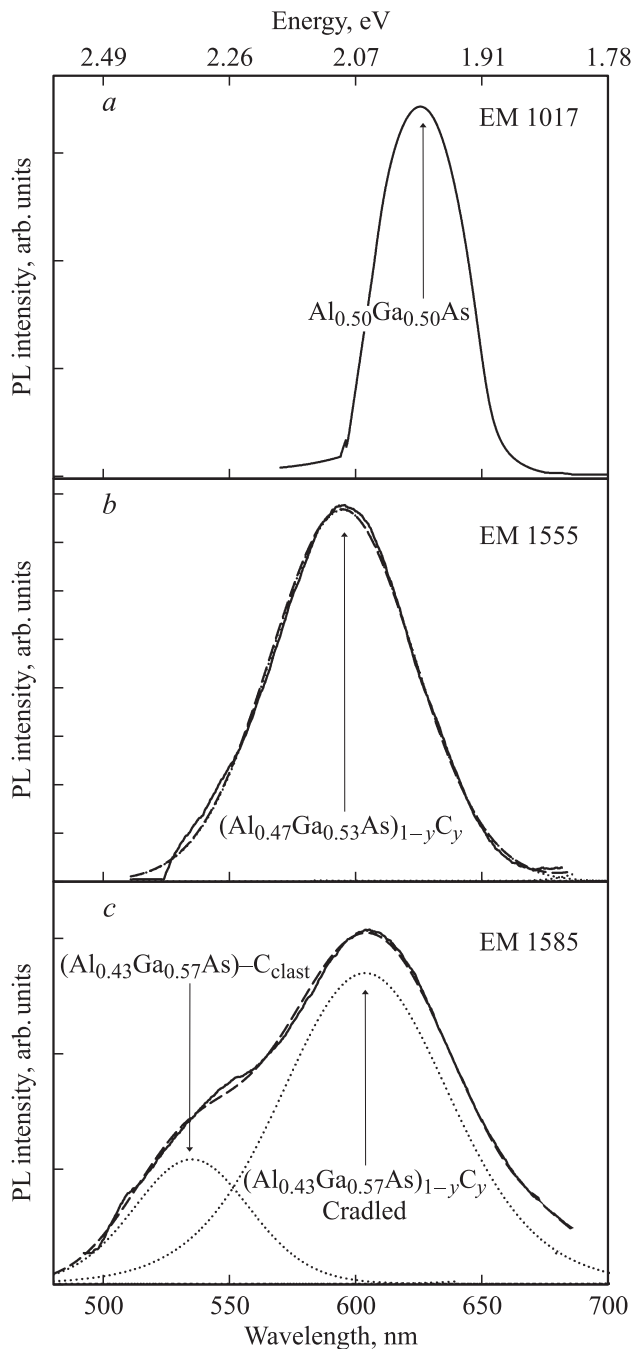


Рис. 2. Экспериментальные спектры фотолуминесценции от твердых растворов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}:\text{C}$ и их разложение на компоненты ($T \approx 300\text{ K}$). *a* — образец EM1017 $\text{Al}_{0.50}\text{Ga}_{0.50}\text{As}/\text{GaAs}(100)$, *b* — образец EM1555 $\text{Al}_{0.47}\text{Ga}_{0.53}\text{As}:\text{C}/\text{GaAs}(100)$, *c* — образец EM1585 $\text{Al}_{0.43}\text{Ga}_{0.57}\text{As}:\text{C}/\text{GaAs}(100)$.

Существенным отличием наших низкотемпературных твердых растворов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}:\text{C}$, полученных методом МОСVD, является то, что параметр кристаллической решетки у эпитаксиальной пленки, выращенной при пониженной температуре, по своей абсолютной величине меньше, чем у GaAs, что противоречит общеизвестному для системы AlAs–GaAs закону Вегарда. Эти данные,

полученные рентгеновской дифракцией, подтверждаются и методами рамановской и ИК спектроскопии, исходя из данных о частотах и интенсивностях ТО- и LO-фононов основных мод. Следует отметить, что технологически заданный состав низкотемпературных твердых растворов, рассчитанный для слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ при нормальных условиях (температура роста $600\text{--}700^\circ\text{C}$, соотношение элементов V и III групп $\sim 100\text{--}200$), не совпадает с определенным методом рентгеновского микроанализа. К сожалению, этим методом микроанализа не удалось определить концентрацию легирующей примеси — углерода. Однако все имеющиеся экспериментальные данные указывают, что акцепторная примесь углерода присутствует в пленках низкотемпературных твердых растворов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ в довольно высокой концентрации, поскольку значительное уменьшение параметров и сжатие кристаллической решетки GaAs:C и $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}:\text{C}$ при больших концентрациях углерода может происходить при встраивании углерода в решетку твердого раствора [11,12], так как атомный радиус углерода значительно меньше атомных радиусов алюминия, галлия и мышьяка.

Хорошо известно, что углерод занимает в кристаллической решетке арсенида галлия положения регулярных узлов в подрешетке мышьяка и образует мелкие акцепторные уровни, обозначаемые C_S^- [14]. Поэтому расчет параметров решетки с учетом внутренних напряжений для низкотемпературных эпитаксиальных гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}:\text{C}/\text{GaAs}(100)$ может быть выполнен по методике, описанной в работах [15,16], и обобщенного закона Вегарда для четверной системы твердых растворов $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As})_{1-y}\text{C}_y$, который будет иметь вид с учетом линейного приближения:

$$a(x, y) = a_{\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}}(1 - y) + a_{\text{diamond}}y = (5.65325 + 0.0078x)(1 - y) + 3.5670y, \quad (2)$$

где x — концентрация атомов алюминия, y — концентрация атомов углерода в четверном твердом растворе, a_{diamond} — параметр решетки алмаза.

При проведении расчетов предполагалось, что коэффициенты Пуассона для четверных твердых растворов могут быть найдены аналогично тому, как задан закон Вегарда:

$$v(x, y) = v_{\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}}(1 - y) + v_{\text{diamond}}y = (0.255x + 0.312(1 - x))(1 - y) + 0.103y. \quad (3)$$

Коэффициент Пуассона для алмаза v_{diamond} был взят из работы [17]. Такой подход позволяет не только рассчитывать параметры решетки для образцов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}:\text{C}$, но и определить концентрации легирующей акцепторной примеси — углерода (табл. 3).

Из расчетных данных хорошо видно, что концентрации углерода, введенного в решетку твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ при низкотемпературной МОС-гидридной

Таблица 3. Параметры низкотемпературных гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As:C/GaAs(100)$ по данным структурных и спектроскопических исследований

Гетероструктура	Состав, x	a^b , Å	Концентрация углерода по XRD, y	E_g , в соответствии с расчетом (4), эВ
EM1017 $Al_xGa_{1-x}As$	0.50	5.6572	—	1.96
EM1555 $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$	0.47	5.6493	0.004	2.07
EM1585 $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$	0.43	5.6415	0.007	2.06

эпитаксии, достаточно велики и составляют доли атомного процента, что достаточно для образования твердого раствора замещения, а также образования сложных структурных дефектов.

На основе вышеописанной (см. (2)) интерполяционной схемы для закона Вегарда четверного твердого раствора $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$ по аналогии можем записать зависимость ширины запрещенной зоны от концентрации атомов в ТР — уравнение Куффала:

$$E_g(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y = E_g Al_xGa_{1-x}As(1-y) + E_g diamond y \\ = (1.437 + 1.247x)(1-y) + 15.3y. \quad (4)$$

Величина ширины запрещенной зоны алмаза $E_g diamond = 15.3$ эВ была взята из работы [17].

Используя уравнение Куффала (4) для $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$ можем определить энергии эмиссий E_g , соответствующие ширинам запрещенных зон твердых растворов низкотемпературных гетероструктур EM1555 и EM1585. Анализ полученных расчетных данных (табл. 3) и сравнение их с экспериментом (табл. 1, 2) позволяет говорить о полном соответствии результатов, полученных в эксперименте и расчете, основанном на данных, найденных методами рентгеновской дифракции и фотолюминесцентной спектроскопии, а также правильности выбора интерполяционной схемы для теоретических расчетов.

Теперь, предполагая, что эмиссия с $E_g \approx 2.31$ эВ является следствием образования нанокластеров, в соответствии с (4) можем определить концентрацию атомов углерода в эпитаксиальной пленке гетероструктуры EM1585 с $x \approx 0.43$. Расчет показывает, что концентрация примеси должна лежать в пределах $y \approx 0.035$, что в 5 раз превышает определенную нами по данным рентгеноструктурного анализа (см. табл. 3). Таким образом, можно говорить о том, что локальная концентрация углерода должна быть выше средней величины, рассчитанной для твердого раствора $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$. Это с учетом результатов рамановской спектроскопии, по данным о кластеризации углерода на дефектах кристаллической решетки, подтверждает наши предположения.

Как и в случае с твердыми растворами $Al_xGa_{1-x}As$, легированными кремнием, мы можем установить оп-

тимальные концентрации углерода, приводящие к полному согласованию параметров кристаллических решеток эпитаксиального слоя с растворенным углеродом и монокристаллической подложкой. Для этого достаточно в уравнении (2) искомый параметр решетки эпитаксиального слоя $Al_xGa_{1-x}As:C$ с учетом внутренних напряжений приравнять параметру арсенида галлия.

Таким образом, согласование решеток гетеропары $Al_xGa_{1-x}As:C-GaAs$ в зависимости от концентраций атомов в металлической подрешетке может быть достигнуто за счет введения углеродной примеси с концентрацией:

$$y = \frac{0.0078x}{2.08625 + 0.0078x}. \quad (5)$$

4. Заключение

Таким образом, анализируя данные, полученные методами рентгеновской дифракции и фотолюминесцентной спектроскопии, можно говорить о том, что полученные различными методами в ходе работы экспериментальные и расчетные данные коррелируют между собой. Можно достоверно утверждать, что при высоких концентрациях углеродного акцептора образуются четверные твердые растворы $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$, причем атомы углерода могут концентрироваться на дефектах кристаллической решетки эпитаксиального твердого раствора с образованием нанокластеров примеси. Появление дополнительных эмиссионных полос, смещенных относительно основных в спектрах фотолюминесценции низкотемпературных гетероструктур, обусловлено переходами как с акцепторных уровней, так и с примесных центров, обусловленных возникновением нанокластеров углерода.

Работа выполнена при поддержке гранта президента Российской Федерации МК-736.2011.2, гранта РФФИ 12-02-90700-моб_ст и ФЦП „Научные и научно-педагогические кадры инновационной России“ на 2009–2013 годы, проект 2010-1.3.1-121-018-030.

Список литературы

- [1] S.J. Pearton et al. Appl. Phys. Lett., **56**, 1263 (1990).
- [2] F. Ren et al. IEEE Electron. Dev. Lett., **14**, 332 (1993).

- [3] F. Ren et al. *Sol. St. Electron.*, **38**, 1635 (1995).
- [4] K. Shiralagi, M. Walther, R. Tsui. *J. Cryst. Growth*. **164**, 334 (1996).
- [5] K.J. Linden et al. *Photon. Spectra*, **25**, 91 (1991).
- [6] D. Bursky. *Electron. Design.*, **9**, 152 (1990).
- [7] T. Tsen et al. *Proc. 15th Gallium Arsenide Integrated Circuit (GaAs IC) Symp., Tech. Digest.* (N.Y., IEEE, 1993) p. 193.
- [8] Y.J. Mii, R.P.G. Karunasiri, K.L. Wang. *Appl. Phys. Lett.*, **53**, 2050 (1998).
- [9] P. Saunier et al. *Proc. 10th Gallium Arsenide Integrated Circuit (GaAs IC) Symp., Tech. Digest.* (N.Y., IEEE, 1988) p. 37.
- [10] A. Thiede et al. *Proc. 20th Gallium Arsenide Integrated Circuit (GaAs IC) Symp., Techn. Digest.* (N.Y., IEEE, 1998) p. 34.
- [11] S. Fleischer, C.D. Beling, S. Fung. *J. Appl. Phys.*, **81** (1), 190 (1997).
- [12] A. Gaber, H. Zillgen, P. Ehrhart, P. Partyka, R.S. Averback. *Appl. Phys.*, **82**, 5348 (1997).
- [13] П.В. Середин, А.В. Глотов, Э.П. Домашевская, И.Н. Арсентьев, Д.А. Винокуров, И.С. Тарасов, И.А. Журбина. *ФТП*, **44** (2), 194 (2010).
- [14] *Handbook of Semiconductors Technology. Processing of Semiconductors*, ed. by K.A. Jackson, W. Schroter. (Wiley-VCH Verlag, 2000) v. 2.
- [15] E.P. Domashevskaya, P.V. Seredin, A.N. Lukin, L.A. Vitvutskaya, M.V. Grechkina, I.N. Arsent'ev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Surface and Interface Analysis*, **8**, 828 (2006).
- [16] П.В. Середин, Э.П. Домашевская, Вал.Е. Руднева, В.Е. Руднева, Н.Н. Гордиенко, А.В. Глотов, И.Н. Арсентьев, Д.А. Винокуров, А.Л. Станкевич, И.С. Тарасов. *ФТП*, **43** (9), 1261 (2009).
- [17] Yu.A. Goldberg. *Handbook Series on Semiconductor Parameters*, ed. by M. Levinshtein, S. Romyantsev and M. Shur (World Scientific, London, 1999) v. 2, p. 1.

Редактор Т.А. Полянская

Property of $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As})_{1-y}\text{C}_y$ epitaxial solid solutions, grown by MOCVD autoepitaxy

P.V. Seredin, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsent'ev*,
D.A. Vinokurov*, A.L. Stankevich*

Voronezh State University,
394006 Voronezh, Russia

* Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract Growth of $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}:\text{C}$ epitaxial solid solutions by low temperature MOCVD has resulted to shaping of quaternary solid solutions $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As})_{1-y}\text{C}_y$, where carbon atoms is concentrating on crystal defects with carbon nanocluster formation.