

# Релаксация параметров кристаллической решетки и структурное упорядочение в эпитаксиальных твердых растворах $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$

© П.В. Середин\*<sup>¶</sup>, А.В. Глотов\*, Э.П. Домашевская\*, И.Н. Арсентьев<sup>†¶</sup>,  
Д.А. Винокуров<sup>+</sup>, А.Л. Станкевич, И.С. Тарасов<sup>+</sup>

\* Воронежский государственный университет,  
394006 Воронеж, Россия

<sup>†</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 15 декабря 2009 г. Принята к печати 21 декабря 2009 г.)

Методами рентгеновской дифракции и сканирующей электронной микроскопии исследованы эпитаксиальные гетероструктуры  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$ , выращенные МОС-гидридным методом, со значительно рассогласованными параметрами решетки. Рассчитан коэффициент релаксации кристаллической решетки эпитаксиального твердого раствора, и оценена энергия деформации. Показано, что при концентрациях атомов In в металлической подрешетке, близких к  $x = 0.5$ , сверхструктурная фаза, образовавшаяся на поверхности эпитаксиального твердого раствора  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , представляет собой соединение  $\text{InGaAs}_2$  со слоисто-тетрагональной (layered tetragonal) кристаллической решеткой и упорядоченным расположением атомов металлической подрешетки в плоскости роста эпитаксиальной пленки.

## 1. Введение

В настоящее время реализованы возможности выращивания совершенных гетероструктур, в которых составляющие материалы имеют идентичные или очень близкие параметры кристаллических решеток. В то же время технология роста высококачественных гетероструктур из материалов со значительно рассогласованными параметрами решетки продолжает развиваться. Освоение новых комбинированных методик такого роста позволяет формировать структуры с заранее заданными параметрами в достаточно широких пределах.

Гетероструктуры со значительно рассогласованными параметрами решетки могут существовать либо в состоянии, когда напряжение решеток полностью или частично снимается, либо в состоянии, когда напряжение не снимается вообще. Поэтому возможность управления величиной шероховатости эпитаксиального слоя или кластеризацией в нем за счет изменения величины напряжений рассогласования кристаллических решеток есть один из важнейших и удобнейших механизмов формирования самоорганизующихся квантовых точек [1]. Особый интерес в этом плане представляет собой  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ . Перспективность таких гетероструктур связана в первую очередь с высокой подвижностью в них электронов и их фотолюминесцентными свойствами [2]. Высокий уровень развития технологии их выращивания, включая технологию молекулярно-лучевой и газофазной эпитаксии, позволяет получать высококачественные детекторы инфракрасного диапазона, оптоэлектронные элементы, а также элементы обработки сигналов на их основе [3–5]. Рост эпитаксиальных слоев  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  сопровождается появлением двуосного напряжения — биаксиальной деформации.

Кристаллические решетки  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  и монокристаллические подложки GaAs значительно рассогласованы, а следовательно, значения параметров решетки твердого раствора  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  в плоскости роста и в направлении роста могут различаться. В гетероструктурах  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  напряжения в эпитаксиальной пленке являются сжимающими, а потому их перераспределение приводит к понижению полной энергии упругого напряжения системы. Это позволяет формировать островки в твердом растворе или волнистость поверхности пленки. Регулируемый контроль внутренних напряжений сопряжения кристаллических решеток через состав твердого раствора открывает возможность бездислокационного роста гетероструктур со значительно рассогласованными параметрами.

Кроме того, кинетика и термодинамика кристаллического роста в неравновесных условиях приводят к формированию упорядоченных стехиометрических фаз вида  $A_nB_{n-4}C_4$  или  $A_4B_nC_{4-n}$  [6], отличающихся по своим фундаментальным свойствам от неупорядоченных твердых растворов [7]. Упорядочение в твердых растворах  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  с образованием сверхструктурной фазы  $\text{InGaAs}_2$  — известный факт [8], однако значения параметров кристаллической решетки этого соединения, определенные экспериментально, в литературе не приводятся.

В то же время разнообразие условий эпитаксиального роста и экспериментальных методов изучения механизмов структурирования оставляют актуальными вопросы формирования и исследования сверхструктурных фаз в твердых растворах на основе полупроводников  $A^{\text{III}}B^{\text{V}}$ .

Цель данной работы состоит в исследовании структурных свойств, биаксиальной деформации кристаллической решетки твердого раствора  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , а также в морфологическом исследовании поверхности эпитаксиальных гетероструктур  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$ .

<sup>¶</sup> E-mail: paul@phys.vsu.ru

<sup>¶¶</sup> E-mail: arsentyev@mail.ioffe.ru

**Таблица 1.** Состав образцов эпитаксиальных твердых растворов  $In_xGa_{1-x}As$

Образец	Состав	Температура роста, °C
EM1870	$In_{0.19}Ga_{0.81}As$	622
EM1869	$In_{0.28}Ga_{0.72}As$	625
EM1925	$In_{0.34}Ga_{0.66}As$	600
EM1920	$In_{0.37}Ga_{0.63}As$	575
EM1914	$In_{0.48}Ga_{0.52}As$	575

## 2. Объекты и методы исследования

Все исследуемые структуры, представляющие собой слои твердого раствора  $In_xGa_{1-x}As$  толщиной 1 мкм на подложках GaAs(100), выращивались в идентичных условиях методом МОС-гидридной эпитаксии (газофазной эпитаксии из металлорганических соединений) на установке EMCORE GS 3100 (ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН) в вертикальном реакторе с резистивным нагревом подложкодержателя. Температура эпитаксии составляла 575–625 °C, давление в реакторе — 77 Торр, скорость вращения подложкодержателя — 1000 об/мин. В качестве источников служили триэтилгаллий  $Ga(C_2H_5)_3$ , триметилиндий  $In(CH_3)_3$  и арсин  $AsH_3$ . Составы и температурные режимы роста образцов приведены в табл. 1. Оценку структурного качества образцов и определение параметров решеток твердых растворов проводили с использованием рентгеновской дифракции на дифрактометре ARL X'TRA Thermo Techno с высоким угловым разрешением на  $CuK_{\alpha_{1,2}}$ -излучении. Морфологическое исследование поверхности было проведено на растровом электронном микроскопе JOEL, концентрации элементов в твердом растворе были уточнены методом рентгеновского микроанализа с использованием приставки Oxford Instruments.

## 3. Результаты и обсуждение

### 3.1. Определение биаксиальной деформации пленок $In_xGa_{1-x}As$ методом рентгеновской дифракции

В случае эпитаксиального роста кристалла кубической сингонии с ориентацией (100) величины тетрагонального искажения в направлении роста и плоскости роста находятся в соответствии с соотношениями [9]

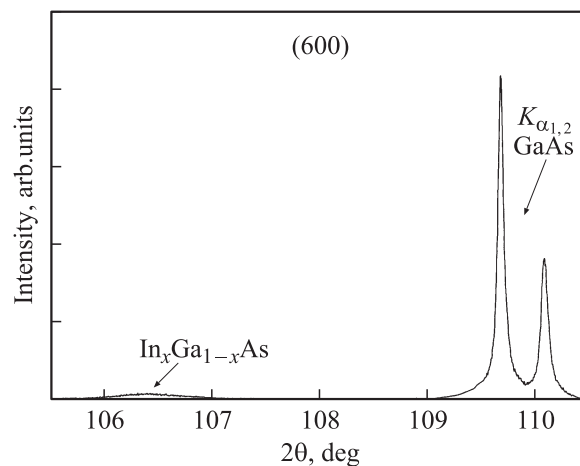
$$\begin{aligned} \varepsilon_{\perp} &= \frac{a^{\perp} - a_{sub}}{a_{sub}}, \\ \varepsilon_{\parallel} &= \frac{a^{\parallel} - a_{sub}}{a_{sub}}, \end{aligned} \quad (1)$$

где  $a^{\perp}$  и  $a^{\parallel}$  — параметр кристаллической решетки эпитаксиального твердого раствора перпендикулярно слою и в плоскости слоя,  $a_{sub}$  — параметр решетки моно-

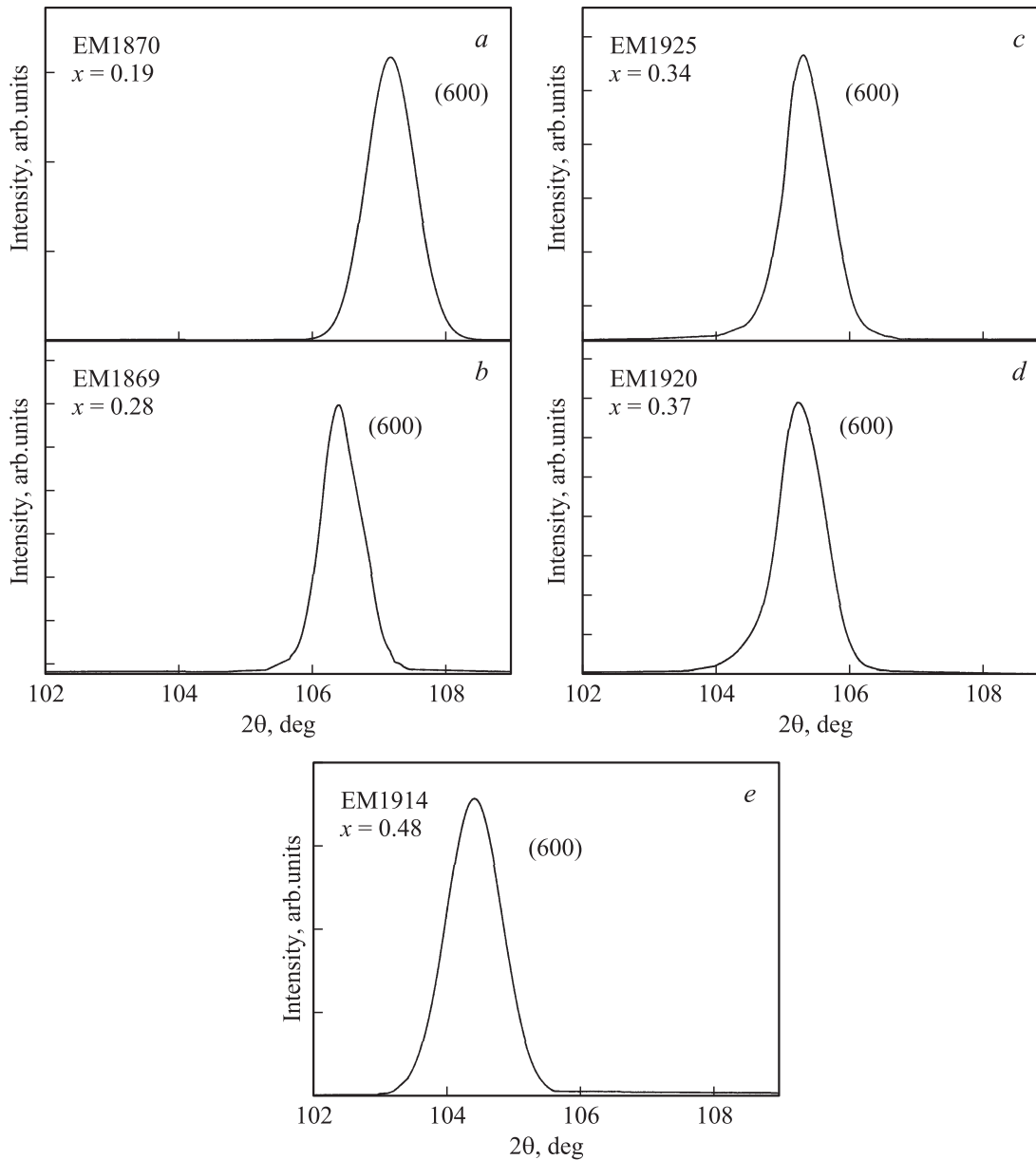
кристаллической подложки. Таким образом, для определения биаксиальной деформации кристаллической решетки твердого раствора  $In_xGa_{1-x}As$  в зависимости от его состава необходимо точно определить параметры кристаллической решетки. Как известно, наивысшая точность в определении параметра достигается при использовании дифракционных линий, соответствующих наибольшим углам отражения. В нашей предыдущей работе [10] при определении параметра решеток твердых растворов и сверхструктурных фаз в наиболее согласованных гетероструктурах  $Al_xGa_{1-x}As/GaAs(100)$  и  $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs(100)$  мы использовали дифракционные линии (400) и (600). В данной работе параметр кристаллической решетки перпендикулярно плоскости слоя эпитаксиального твердого раствора определялся с использованием линии (600). Точность определения межплоскостных расстояний и параметров решетки составляла  $\sim 0.0001 \text{ \AA}$ .

На рис. 1 приведена дифракция от образца EM1869. Прекрасно видно, что профиль дифракции содержит отражение (600) от монокристаллической подложки и твердого раствора, причем интенсивность дифракционной линии (600) от эпитаксиальной пленки  $In_xGa_{1-x}As$  на 2 порядка ниже интенсивности дифракции  $K_{\alpha_{1,2}}$ -дублета от подложки GaAs(100). Поэтому на рис. 2, а–е приведены дифракционные линии (600) только от твердого раствора  $In_xGa_{1-x}As$ .

Как можно видеть из эксперимента, вместо ожидаемого хорошо разрешенного на данных брэгговских углах  $K_{\alpha_{1,2}}$ -дублета дифракция от пленки представляет собой одну широкую линию. Это свидетельствует о возникновении в эпитаксиальном слое деформационных напряжений, вызванных рассогласованием кристаллических решеток пленки и подложки. Поэтому для определения параметра кристаллической решетки в перпендикулярном направлении использовали угловое положение центра тяжести дифракционной линии (600) и среднюю длину волны излучения  $CuK_{\alpha} \lambda = 1.54178 \text{ \AA}$ . Моделирование профилей проводили с помощью программного



**Рис. 1.** Рентгеновская дифракция (600) от эпитаксиальной гетероструктуры EM1869. Излучение  $CuK_{\alpha_{1,2}}$ .



**Рис. 2.** Профили рентгеновской дифракции (600) от различных образцов (а–е) эпитаксиальных твердых растворов  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . Излучение  $\text{CuK}\alpha_{1,2}$ .

пакета SigmaPlot 10, позволившего, используя различные аналитические функции, минимизировать погрешности. Результаты расчетов параметра кристаллической решетки перпендикулярно плоскости слоя приведены в табл. 2.

Параметр решетки эпитаксиальной пленки в плоскости роста,  $a^{\parallel}$ , может быть определен из следующего соотношения для кристаллов тетрагональной сингонии:

$$a^{\parallel} = \sqrt{\frac{k^2 + l^2}{\left(1/d_{(hkl)}^2\right) - (h^2/a^{\perp 2})}}, \quad (2)$$

где  $(h, k, l)$  — индексы Миллера для плоскости дифракции,  $d_{(hkl)}$  — межплоскостное расстояние.

Следовательно, для определения параметра кристаллической решетки эпитаксиального твердого раствора в плоскости роста необходимо использовать дифракционную линию с ненулевыми индексами Миллера  $k$  и  $l$ . Наиболее удобной для этого является линия (511), а для ее получения применяется методика асимметричного сканирования  $\omega-2\theta$ . При этом учитывались угол расогласования между плоскостями (600) и (511), а также угол наклона плоскости поверхности пленки  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  к плоскости подложки [11].

На рис. 3 приведена дифракция (511) от гетероструктуры EM1869. Как и в случае с отражением (600), на фоне высокоинтенсивного  $K\alpha_{1,2}$ -дублета от GaAs(100) наблюдается слабая дифракция от эпитаксиального слоя

**Таблица 2.** Результаты дифракционных исследований эпитаксиальных слоев твердых растворов  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$

Образец	$x$	$2\theta$	$a^\perp$	$a^\parallel$	$a^v$	$10^{10} R_{\text{диф}}/\text{см}^2$	$U,$
EM1870	0.19	88.4029	5.74908	5.7012	5.7259	0.66	0.04657
EM1869	0.28	87.9382	5.77632	5.6875	5.7329	0.43	0.05782
EM1925	0.34	87.2104	5.81841	5.6819	5.7513	0.292	0.09418
EM1920	0.37	87.1702	5.81903	5.7018	5.7613	0.449	0.10407
EM1914	$\left\{ \begin{array}{l} 0.48 \\ 0.50 \\ \text{н.ф.} \end{array} \right.$	86.6142	5.85343	5.6788	5.7665	0.226	0.13004
		88.3304	5.85343	4.8301	5.3577	2.781	4.36206

Примечание. н.ф. — неизвестная фаза.

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . Рис. 4,  $a-e$  содержат профили дифракции (511) лишь от твердых растворов исследуемых образцов. Из экспериментальных данных хорошо видно, что профиль рентгеноструктурной линии (511) от твердого раствора  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  не является разрешенным  $K_{\alpha_{1,2}}$ -дублетом, а потому, как и в случае с дифракцией от плоскости (600), определяли центр тяжести дифракционной линии.

Необходимо отметить, что профиль дифракции (511) образца EM1914, полученного при пониженной температуре роста, содержит помимо основной дифракционной линии от твердого раствора еще и дополнительный слабый дифракционный максимум, смещенный от основного в сторону больших брэгговских углов.

Коэффициент релаксации кристаллической решетки ( $R_b$ ) твердого раствора после возникновения деформации из-за рассогласования параметров может быть определен, как в работе [5]:

$$R_b = \frac{\varepsilon_{\parallel}}{\varepsilon_r}, \quad (3)$$

где  $\varepsilon_r$  — коэффициент деформации твердого раствора,

$$\varepsilon_r = \frac{a^v - a_{\text{sub}}}{a_{\text{sub}}}. \quad (4)$$

Параметр решетки твердого раствора с учетом упругих напряжений в эпитаксиальном слое  $a^v$  в соответствии с линейной теорией упругости может быть рассчитан [12] как

$$a^v(x) = a^\perp \frac{1 - \nu(x)}{1 + \nu(x)} + a^\parallel \frac{2\nu(x)}{1 + \nu(x)}, \quad (5)$$

$$\nu(x) = x\nu_{\text{InAs}} + (1 - x)\nu_{\text{GaAs}}, \quad (6)$$

где  $\nu_{\text{InAs}}, \nu_{\text{GaAs}}$  — коэффициенты Пуассона для эпитаксиальных слоев. Коэффициенты Пуассона для InAs и GaAs, использованные в расчетах, были взяты из литературных данных:  $\nu_{\text{InAs}} = 0.352$  и  $\nu_{\text{GaAs}} = 0.312$  [13].

Результаты расчетов параметра кристаллической решетки в плоскости слоя  $a^\parallel$  и параметра решетки твердого раствора с учетом упругих напряжений  $a^v$  приведены в табл. 2.

Для биаксиально-напряженного эпитаксиального слоя можно определить энергию деформации, приходящуюся на единицу объема [9]:

$$U = \frac{C_{11}}{2} (2\varepsilon_{\parallel}^2 + \varepsilon_{\perp}^2) + C_{12}(\varepsilon_{\parallel}^2 + 2\varepsilon_{\parallel}\varepsilon_{\perp}). \quad (7)$$

Зависимость коэффициентов упругой жесткости  $C_{11}$  и  $C_{12}$  от концентрации атомов в металлической подрешетке задана линейным законом:

$$C_{11} = 118.43 - 35.14x,$$

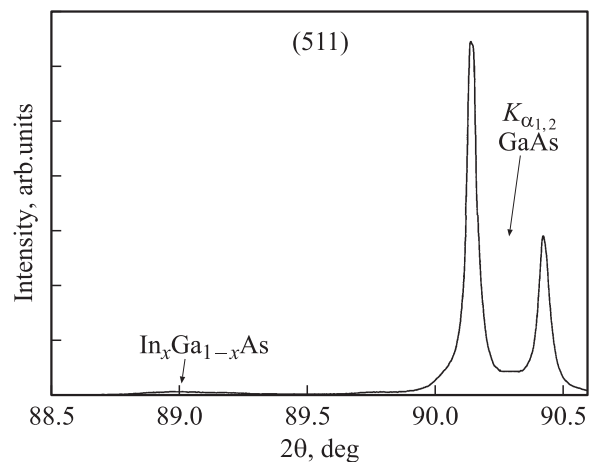
$$C_{12} = 53.716 - 8.456x. \quad (8)$$

Таким образом, можно оценить и энергию деформации, приходящуюся на единицу площади,

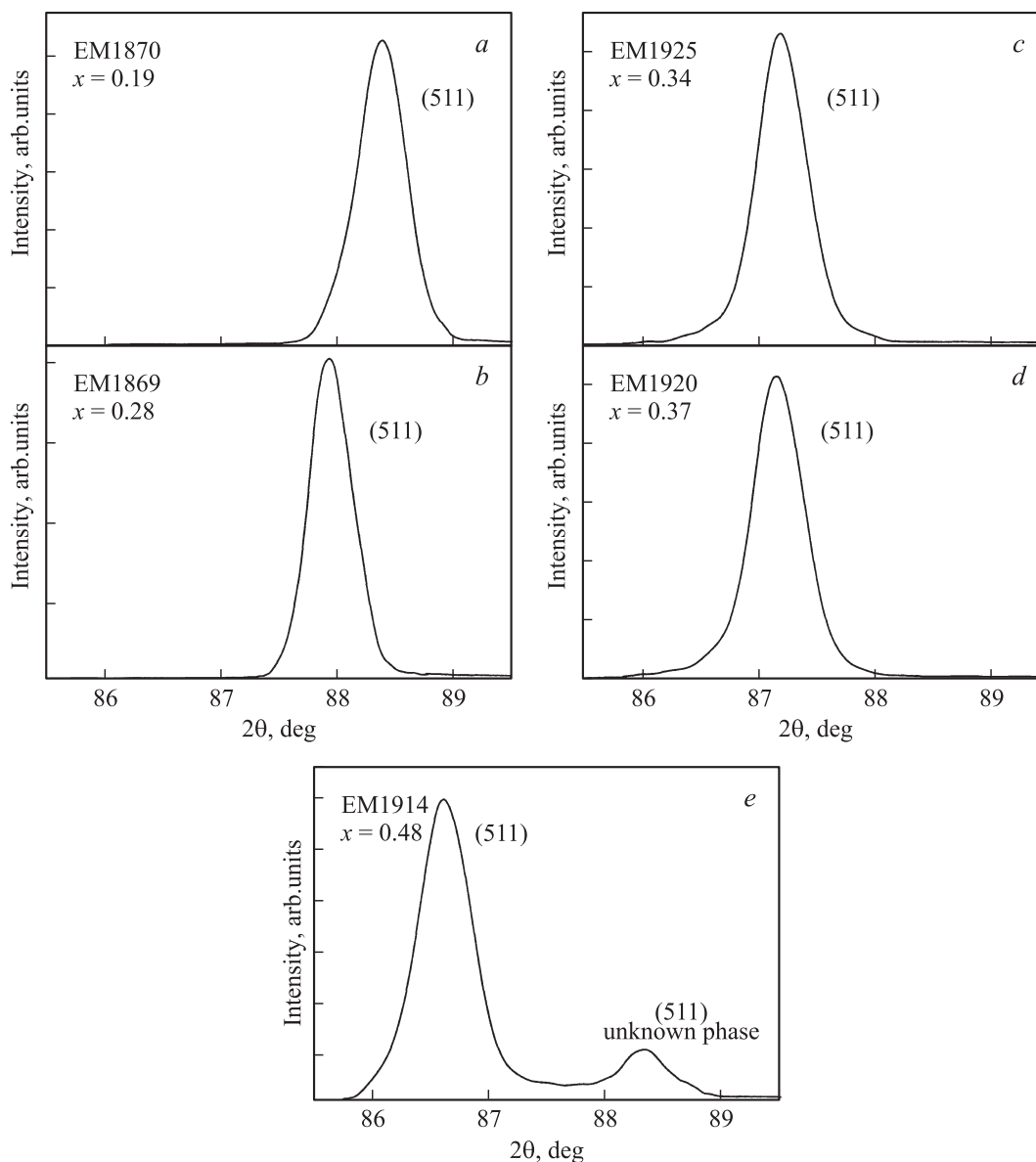
$$E_{\varepsilon} = Uh, \quad (9)$$

где  $h$  — толщина эпитаксиального слоя.

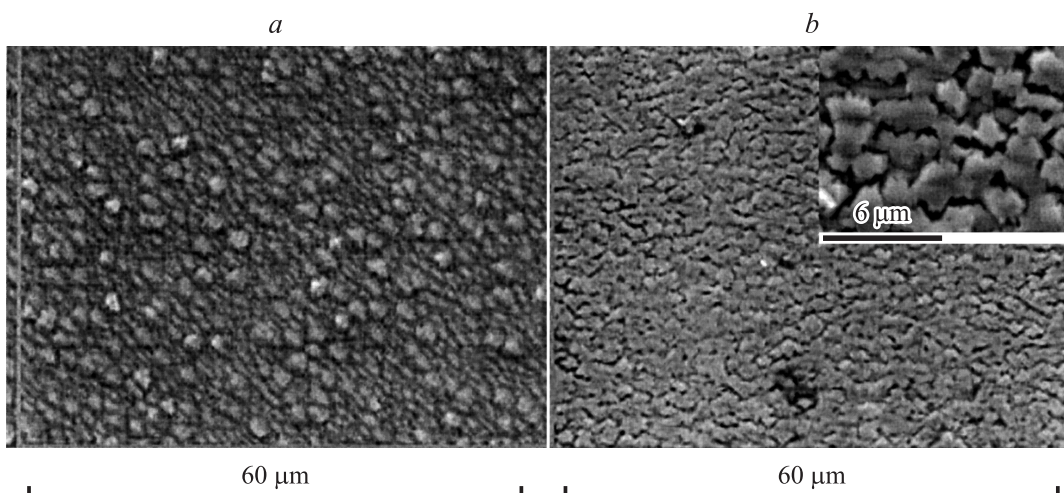
Коэффициенты релаксации твердого раствора  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , а также энергия деформации, приходящаяся на единицу площади, рассчитанные в соответствии с (3)–(9), приведены в табл. 2.



**Рис. 3.** Рентгеновская дифракция (511) от эпитаксиальной гетероструктуры EM1869. Излучение  $\text{CuK}_{\alpha_{1,2}}$ .



**Рис. 4.** Профили рентгеновской дифракции (511) от различных образцов (*a-e*) эпитаксиальных твердых растворов  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . Излучение  $\text{CuK}\alpha_{1,2}$ .



**Рис. 5.** Участки поверхности эпитаксиального слоя  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  гетероструктур EM1920 (*a*) и EM1914 (*b*).

### 3.2. Электронная микроскопия

Изучение гетероструктур со значительно рассогласованными параметрами решетки с помощью электронного микроскопа позволило получить информацию о качестве поверхности эпитаксиальных пленок  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . Кроме того, концентрации элементов в твердом растворе были уточнены методом рентгеновского микроанализа с использованием приставки Oxford Instruments к этому микроскопу.

На рис. 5, *a, b* приведены участки поверхности эпитаксиального слоя  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  гетероструктур EM1920 и EM1914. Как видно из экспериментальных данных, эпитаксиальная пленка гетероструктуры EM1920 с  $x = 0.37$  имеет сложно структурированный рельеф, образованный плотно упакованными зернами с размерами  $\sim (1-2)$  мкм (рис. 5, *a*).

Поверхность гетероструктуры  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$  (образец EM1914,  $x = 0.48$ ), профиль дифракции (511) которой содержит дополнительную линию, образована не сплошными, а мозаично расположенными блоками. Эти блоки имеют неправильную геометрическую форму (рис. 5, *b*) и уложены друг на друга в виде пластинок, которые вытянуты в плоскости роста эпитаксиального слоя  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ .

## 4. Обсуждение результатов

Анализ экспериментальных данных, полученных методами рентгеновской дифракции и сканирующей электронной микроскопии, а также расчеты параметра кристаллической решетки твердого раствора с учетом упругих напряжений  $a^v$  и коэффициента релаксации кристаллической решетки твердого раствора позволяют сделать ряд заключений о структуре эпитаксиальных слоев  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ .

Во-первых, как видно из результатов рентгеновской дифракции от плоскостей (600) и (511), твердые растворы  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  не только испытывают напряжения деформации кристаллических решеток, но и обладают дифференцированным составом относительно технологически заданной величины, т.е. эпитаксиальная пленка содержит непрерывный ряд твердых растворов замещения, с концентрациями атомов в металлической подрешетке, варьируемыми относительно значения, заданного на этапе роста, в большую или меньшую сторону. На это указывают ряд фактов, таких как большая ширина дифракционных линий, отсутствие хорошо разрешенного  $K_{\alpha_{1,2}}$ -дублета, а также малая интегральная интенсивность рентгеновской дифракции от твердого раствора по сравнению с дифракцией от многокристаллической подложки GaAs(100). Во-вторых, анализ формы профилей рентгеновской дифракции (600) и (511) позволяет сделать заключение о том, что с ростом концентрации индия в подрешетке  $A^{\text{III}}$  для дифракционных пиков характерно появление явной асимметрии со стороны больших углов, что указывает на существование подслоя с меньшим межплоскостным расстоянием.

Таким образом, можно утверждать, что эпитаксиальные твердые растворы  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  испытывают кристаллические напряжения разного рода.

Как показали расчетные данные (см. табл. 2), релаксация твердых растворов к монокристаллической подложке GaAs тем выше, чем меньше концентрация атомов индия. Исключением может являться образец EM1925, для которого коэффициент релаксации почти в 2 раза ниже, чем для аналогичного ему образца EM1920, полученного при пониженной температуре.

Анализ дифракции (511) от эпитаксиальной гетероструктуры EM1914, с содержанием индия  $x \approx 0.48$  (рис. 4, *e*), позволяет сделать заключение, что, помимо основного дифракционного максимума от твердого раствора  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , расположенного в области брэгговских углов  $86-87^\circ$ , экспериментальный спектр содержит еще один неразрешенный  $K_{\alpha_{1,2}}$ -дублет от неизвестной фазы, смещенный относительно основного пика в сторону больших углов.

При расчете параметра решетки неизвестной фазы с учетом упругих напряжений кристаллической решетки  $a^v$  учитывалось, что параметр решетки  $a^\perp$  неизвестной фазы и твердого раствора  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  одинаков.

Появление дополнительных дифракционных максимумов от однородного твердого раствора при концентрациях замещающихся атомов, близких к половинным, возможно как следствие возникновения спонтанного упорядочения, т.е. формирования в твердом растворе  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  упорядоченных стехиометрических фаз вида  $A_nB_{n-4}C_4$  или  $A_4B_nC_{4-n}$ . Важно отметить, что атомы в металлической подрешетке должны быть расположены таким образом, чтобы параметр кристаллической решетки в направлении роста был равен параметру неупорядоченного твердого раствора, а параметр в плоскости роста испытывал сжатие вследствие возникновения явления упорядочения. В идеальном случае такая ситуация возможна при условии, что замещающиеся атомы In и Ga в октаэдрических пустотах должны располагаться не статистически, а послойно в плоскости эпитаксиального роста.

Однако неразрешенный  $K_{\alpha_{1,2}}$ -дублет дифракции (511) от неизвестной фазы, его малая интенсивность и большая ширина свидетельствуют о градиенте концентрации атомов индия и галлия в слое, порождающем дополнительную дифракцию, т.е. о дефектной структуре сверхструктурной фазы. На это указывает и форма кристаллов на поверхности твердого раствора. Как можно видеть из результатов электронной микроскопии, поверхностные блоки вытянуты в плоскости роста и, как было сказано выше, имеют неправильную геометрическую форму (рис. 5, *b*).

## 5. Заключение

Таким образом, исходя из полученных результатов можно сделать предположение, что неизвестная сверхструктурная фаза, образовавшаяся на поверхности эпи-

таксиального твердого раствора  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , представляет собой соединение  $\text{InGaAs}_2$  со слоисто-тетрагональной (layered tetragonal [14]) кристаллической решеткой и упорядоченным расположением атомов металлической подрешетки в плоскости роста эпитаксиальной пленки с градиентом по концентрации атомов индия и галлия в металлической подрешетке.

Авторский коллектив благодарит сотрудника кафедры Физики твердого тела и наноструктур Воронежского государственного университета Е.И. Завалишина за ценные советы при обсуждении результатов.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, гранты № 09-02-90719-моб\_ст и № 09-02-97505-р\_центр\_а.

## Список литературы

- [1] P.M. Petroff, G. Medeiros-Ribera. *MRS Bulletin*, **21**, 50 (1996).
- [2] J.F. Chen, C.H. Chiang, P.C. Hsieh, J.S. Wang. *J. Appl. Phys.*, **101**, 033 702 (2007).
- [3] J.M. Ballingall, P.A. Martin, J. Mazurowski, P. Ho, P.C. Chao, P.M. Smith, K.H.G. Duh. *Thin Sol. Films*, **231**, 95 (1993).
- [4] S. Heun, J.J. Paggel, L. Sorba, S. Rubini, A. Bonanni, R. Lantier, M. Lazzarino, B. Bonanni, A. Franciosi, J.-M. Bonard, J.-D. Ganie're, Y. Zhuang, G. Bauer. *J. Appl. Phys.*, **83**, 2504 (1998).
- [5] P. Chavarkar, S. Mathis, L. Zhao, S. Keller, J. Speck, U. Mishra. *J. Electron. Mater.*, **29**, 7 (2000).
- [6] S. Adachi. *Physical properties of III-V semiconductor compounds* (Wiley, 1992).
- [7] S.H. Wei, A. Zunger. *Appl. Phys. Lett.*, **56**, 662 (1990).
- [8] T. Kufui, H. Saito. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **23**, L521 (1984).
- [9] J.E. Ayers. *Heteroepitaxy of semiconductors: theory, growth, and characterization* (Taylor & Francis Group, LLC, 2007).
- [10] Э.П. Домашевская, П.В. Середин, Э.А. Долгополова, И.Е. Занин, И.Н. Арсентьев, Д.А. Винокуров, А.Л. Станкевич, И.С. Тарасов. *ФТП*, **3**, 354 (2005).
- [11] H. Nagai. *J. Appl. Phys.*, **45**, 9 (1974).
- [12] D. Zhou, B.F. Usher. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **34**, 1461 (2001).
- [13] Yu.A. Goldberg. In: *Handbook Series on Semiconductor Parameters*, ed. by M. Levinshtein, S. Rumyantsev and M. Shur (World Sci., London, 1999) v. 2, p. 1.
- [14] Alex Zunger. *MRS-IRS Bulletin* (1997).  
<http://www.sst.nrel.gov/images/mrs97>

Редактор Л.В. Шаронова

## Relaxation of crystal lattice parameters and structural ordering in epitaxial solid solutions $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$

P.V. Seredin\*, A.V. Glotov\*, E.P. Domashevskaya\*, I.N. Arsenyev<sup>+</sup>, D.A. Vinokurov<sup>+</sup>, A.L. Stankevich, I.S. Tarasov<sup>+</sup>

\* Voronezh State University,

394006 Voronezh, Russia

<sup>+</sup> Ioffe Physicotechnical Institute

Russian Academy of Sciences,

194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** Using X-ray diffraction and scanning electron spectroscopy we investigated  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$  heterostructures with high mismatched lattice parameters, grown by MOCVD method. The relaxation coefficient of epitaxial solid solution was calculated, and the strain energy was estimated. It was shown that at In concentrations close to  $x = 0.5$  superstructural phase had been generated on the epitaxial  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  solid solution surface, manifested itself as  $\text{InGaAs}_2$ , with the layered tetragonal crystal lattice and the ordered distribution of metal sublattice atoms in the plane of epitaxial growth.