

АТОМНОЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ $Ga_xIn_{1-x}P$: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ И МОРФОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

© 2017 П. В. Середин¹, А. С. Леньшин¹, В. Е. Терновая¹, И. Н. Арсентьев², Tatiana Prutskij³

¹Воронежский государственный университет, Университетская пл., 1,
394018 Воронеж, Россия
e-mail: paul@phys.vsu.ru

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Политехническая ул., 26,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: arsytyev@mail.ioffe.ru

³Instituto de Ciencias, Benemérita Universidad Autónoma de Puebla, Privada 17 Norte, No 3417,
Col San Miguel Hueyotlipan, 72050 Puebla, Pue., Mexico
e-mail: prutskiy@yahoo.com

Поступила в редакцию 10.05.2017 г.

Аннотация. В работе на основе комплекса данных, полученных структурными и микроскопическими методами, изучены свойства эпитаксиальных твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядоченным расположением атомов в кристаллической решетке, выращенных МOCVD на монокристаллических подложках GaAs (100). Показано, что в условиях когерентного роста упорядоченного твердого раствора $Ga_xIn_{1-x}P$ на GaAs (100) появление атомного упорядочения приводит к кардинальному изменению структурных свойств полупроводника по сравнению со свойствами неупорядоченных твердых растворов. Впервые с учетом упругих напряжений рассчитаны параметры твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядочением в зависимости от параметра порядка. Показано, что все экспериментальные результаты находятся в хорошем согласии с развитыми теоретическими представлениями.

Ключевые слова: $Ga_xIn_{1-x}P$, атомное упорядочение, эпитаксиальные твердые растворы.

ВВЕДЕНИЕ

Твердые растворы на основе полупроводников A_3B_5 остаются в центре внимания исследователей в области полупроводниковой оптоэлектроники [1]. Эти твердые растворы имеют положительную энтальпию образования, что создает возможность при определенных технологических условиях получать на их основе сверхструктурные фазы упорядочения [2–4]. Актуальность проблемы упорядочения в первую очередь связана с модификацией фундаментальных свойств полупроводниковых систем, обусловленной изменением симметрии кристаллической структуры соединений A_3B_5 [5–10]. Следствием чего является изменение ширины запрещенной зоны, переход от непрямозонного к прямозонному типу, инверсному порядку следования зон [3, 11].

Хорошо известно, что спонтанное упорядочение в полупроводниках A_3B_5 вызывает уменьшение ширины запрещенной зоны и расщепление макси-

мум валентной зоны. К такого рода эффектам приводят и напряжения кристаллических решеток при эпитаксиальном росте. Напряжения порождают расщепление валентной зоны, в зависимости от знака приводят к увеличению или уменьшению ширины запрещенной зоны полупроводникового слоя. Теория, объясняющая, каким образом деформации вызывают описанные выше явления, была представлена А. Zunger и А. Wei в ряде их совместных работ [3, 12]. Они показали, что упорядочение в кристаллической решетке и последующая кластеризация приводят к уменьшению запрещенной зоны.

Следует отметить, что зачастую хорошо развитые теоретические представления об эффектах, связанных с атомным упорядочением, зачастую не подкреплены экспериментально, и потому явление возникновения упорядочения в системах твердых растворов для достаточно хорошо согласованных с монокристаллическими подложками GaAs (100) по

параметру решетки твердых растворов Al_xGa_{1-x}As, Ga_xIn_{1-x}P, Ga_xIn_{1-x}As_yP_{1-y} является высоко актуальным и практически важным.

Поэтому целью нашей работы стали экспериментальные исследования структурных свойств эпитаксиальных твердых растворов Ga_xIn_{1-x}P с атомным упорядочением, выращенных МOCVD когерентно на подложках GaAs (100).

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Эпитаксиальные слои Ga_xIn_{1-x}P с упорядочением согласованные по параметру кристаллической решетки с монокристаллической подложкой GaAs (100) были выращены методом МOCVD в горизонтальном реакторе при давлении 60 мбар. Реагентами III группы были триметилгаллий (TMG) и триметилиндий (TMI), и реагентом V группы был фосфин в 10 % -ной смеси с водородом. Слои Ga_xIn_{1-x}P с составом $x \sim 0.50$ были выращены на полуизолирующих подложках GaAs (100), имевших разориентацию 2° к направлению [110]. Толщина эпитаксиальных пленок была ~1 мкм. Технологические параметры роста представлены в табл. 1.

Структурное качество гетероструктур и определение параметров решеток твердых растворов проводили методом рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН 4-07, используя характеристическое излучение кобальта. Изучение морфологии поверхности было проведено методом атомно-силовой микроскопии с использованием микроскопа NTEGRA Thermo (NTMDT). Концентрации элементов в твердом растворе были уточнены методом рентгеновского микроанализа с использованием приставки Oxford Instruments к электронному микроскопу JEOL.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структурные исследования

Методом рентгеновского микроанализа с использованием приставки к электронному микроско-

пу JEOL мы уточнили концентрации элементов входящих в состав твердых растворов Ga_xIn_{1-x}P. Стоит отметить, что глубина микроанализа значительно больше толщины эпитаксиальной пленки (~1 мкм), за счет чего в данные о концентрациях может закладываться небольшая ошибка, так как твердый раствор и монокристаллическая подложка содержат атомы галлия. Однако эту ошибку можно исключить для серии однотипных образцов с небольшими изменениями в задаваемых концентрациях. Полагая, что изменения расчетных концентраций того или иного элемента в твердом растворе аналогично скажутся и на данных микроанализа, мы можем определить вклад атомов подложки в данные микроанализа и тем самым внести поправку. Данные рентгеновского микроанализа приведены в табл. 2. Как видно из табл. 2 твердые растворы выращены вблизи точки половинного состава $x \sim 0.50 \pm 0.01$. Изучение кристаллической структуры образцов Ga_xIn_{1-x}P/Ga (100) с упорядочением в твердом растворе мы проводили методом рентгеновской дифракции. Точность определения межплоскостных расстояний и параметров решетки составляла ~0.0001 Å. На рис. 1 *a-d* сплошной линией приведены экспериментальные профили рентгеновской дифракции от плоскостей (400) исследованных гетероструктур. Как видно из рисунков, на всех дифрактограммах присутствует рефлекс от монокристаллической подложки и от твердого раствора. Хорошо видно, что дифракция от упорядоченного твердого раствора имеет разное угловое положение. Учитывая, что все твердые растворы Ga_xIn_{1-x}P имеют практически один и тот же состав, то такие весомые различия в межплоскостных расстояниях являются, скорее всего, следствием разной степени упорядочения в эпитаксиальной пленке.

Для определения изменений, происходящих в кристаллической решетке эпитаксиальных пленок Ga_xIn_{1-x}P с упорядоченным расположением атомов металлической подрешетки, мы рассчитали пара-

Таблица 1. Состав, параметры роста и толщина эпитаксиальных слоев образцов гетероструктур с упорядочением в твердом растворе.

[Table 1. Composition, growth parameters and thickness of epitaxial layers of a heterostructure with ordering in a solid solution]

Образец [Sample]	Температура роста, °C [Growth temperature, °C]	Соотношение элементов V/III [Elements ratio of V/III]	Толщина пленки, μm [Film thickness, μm]
#S1	700	160	1
#S2	650	100	1
#S3	600	135	0.85

метры кристаллических решеток твердых растворов. Постоянная решетки с учетом упругих напряжений в гетероэпитаксиальном слое a^v в соответствии с линейной теорией упругости [7, 13, 14] может быть рассчитана следующим образом:

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

где ν – коэффициенты Пуассона для эпитаксиальных слоев, a^\perp и a^\parallel – перпендикулярная и параллельная составляющие параметра решетки.

В виду когерентного роста твердого раствора $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ на монокристаллической подложке GaAs (100) параллельная составляющая эпитаксиального слоя a^\parallel может быть заменена параметром кристаллической решетки GaAs: $a^\parallel = a_{\text{GaAs}} = 5.6532 \text{ \AA}$ [15]. Таким образом, соотношение (1) для параметра решетки эпитаксиальных слоев $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ с учетом линейной зависимости для коэффициента Пуассона:

$$\nu_{\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}} = x\nu_{\text{GaP}} + (1-x)\nu_{\text{InP}}$$

может быть записано как:

$$a_{\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}}^E = a_{\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}}^\perp \frac{1 - (xE_{\text{GaP}} + (1-x)E_{\text{InP}})}{1 + (xE_{\text{GaP}} + (1-x)E_{\text{InP}})} + a_{\text{GaAs}}^E \frac{2(xE_{\text{GaP}} + (1-x)E_{\text{InP}})}{1 + (xE_{\text{GaP}} + (1-x)E_{\text{InP}})}. \quad (2)$$

Расчеты параметров кристаллической решетки эпитаксиальных пленок $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ с учетом внутренних напряжений проводились на основании полученных экспериментальных данных. Допущением при расчетах служит тот факт, что используемые для вычислений коэффициенты Пуассона упорядоченного соединения ν_{GaInP2} были вычислены, исходя из линейной зависимости между коэффициентами бинарных соединений GaP и InP и состава $x = 0.50$. Коэффициенты бинарных соединений взяты из литературных данных: $\nu_{\text{GaP}} = 0.306$, $\nu_{\text{InP}} = 0.360$ [16].

Рассчитанные параметры решетки с учетом упругих напряжений в гетероэпитаксиальном слое a^v и полуширины дифракционных линий приведены в табл. 2. Также в табл. 2 приведены значения параметров кристаллической решетки для неупорядоченных твердых растворов аналогичного состава, рассчитанные на основе закона Vegarda. Хорошо видно, что эти параметры не совпадают, что является следствием изменения структуры твердого раствора при атомном упорядочении в металлической подрешетке. Что касается полуширины дифракционных рефлексов (400) эпитаксиальной пленки, то как следует из данных, представленных в табл. 2, в эксперименте наблюдается увеличение соотношения полуширины дифракционной линии (400) от твердого раствора к аналогичной величине от монокристаллической подложки GaAs ($\text{FWHM}_{\text{GaInP}}/\text{FWHM}_{\text{GaAs}}$). Это соотношение растет с увеличением параметра решетки твердого раствора, что может являться следствием возрастания величины упругих напряжений кристаллической решетки

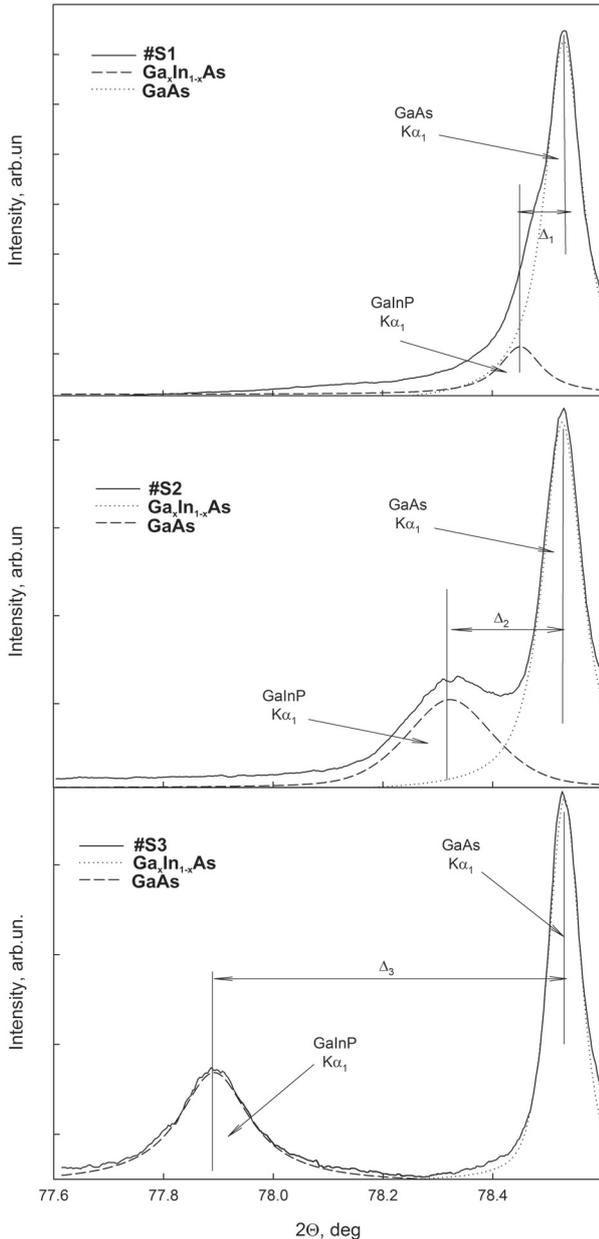


Рис. 1. Экспериментальные профили рентгеновской дифракции, полученные от плоскости (400) гетероструктур $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}$ (100) с упорядочением, а также результаты разложения профилей на компоненты

[Fig. 1. Experimental X-ray diffraction profiles obtained from the area (400) of $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}$ (100) heterostructures with sorting, as well as the results of decomposition into components]

Таблица 2. Экспериментальные и расчетные данные, полученные на основе результатов рентгеновской дифракции и микроанализа

[Table 2. Experimental and calculated data obtained on the basis of the results of X-ray diffraction and microanalysis]

Образец [Sample]	2θ, deg [2θ, deg]	a [±] , Å [a [±] , Å]	a , Å [a , Å]	x _{XRD} – Vegard [x _{XRD} – Vegard]	x _{EDX} [x _{EDX}]
82	78.484	5.6559	5.6532	0.512	0.50±0.01
195	78.335	5.6649	5.6532	0.501	0.50±0.01
561	77.891	5.6920	5.6532	0.469	0.49±0.01
Образец [Sample]	a ^v E [a ^v E]	ε [±] [ε [±]]	FWHM _{GaInP} /FWHM _{GaAs} [FWHM _{GaInP} /FWHM _{GaAs}]	Фактор порядка η [The order factor η]	Состав по данным дифракции и работы [3] [Composition according to diffraction data and science work [3]]
#S1	5.6546	0.0003	1.11	0.50	~0.51
#S2	5.6591	0.001	1.61	0.50	~0.50
#S3	5.6727	0.003	2.01	0.60	~0.50

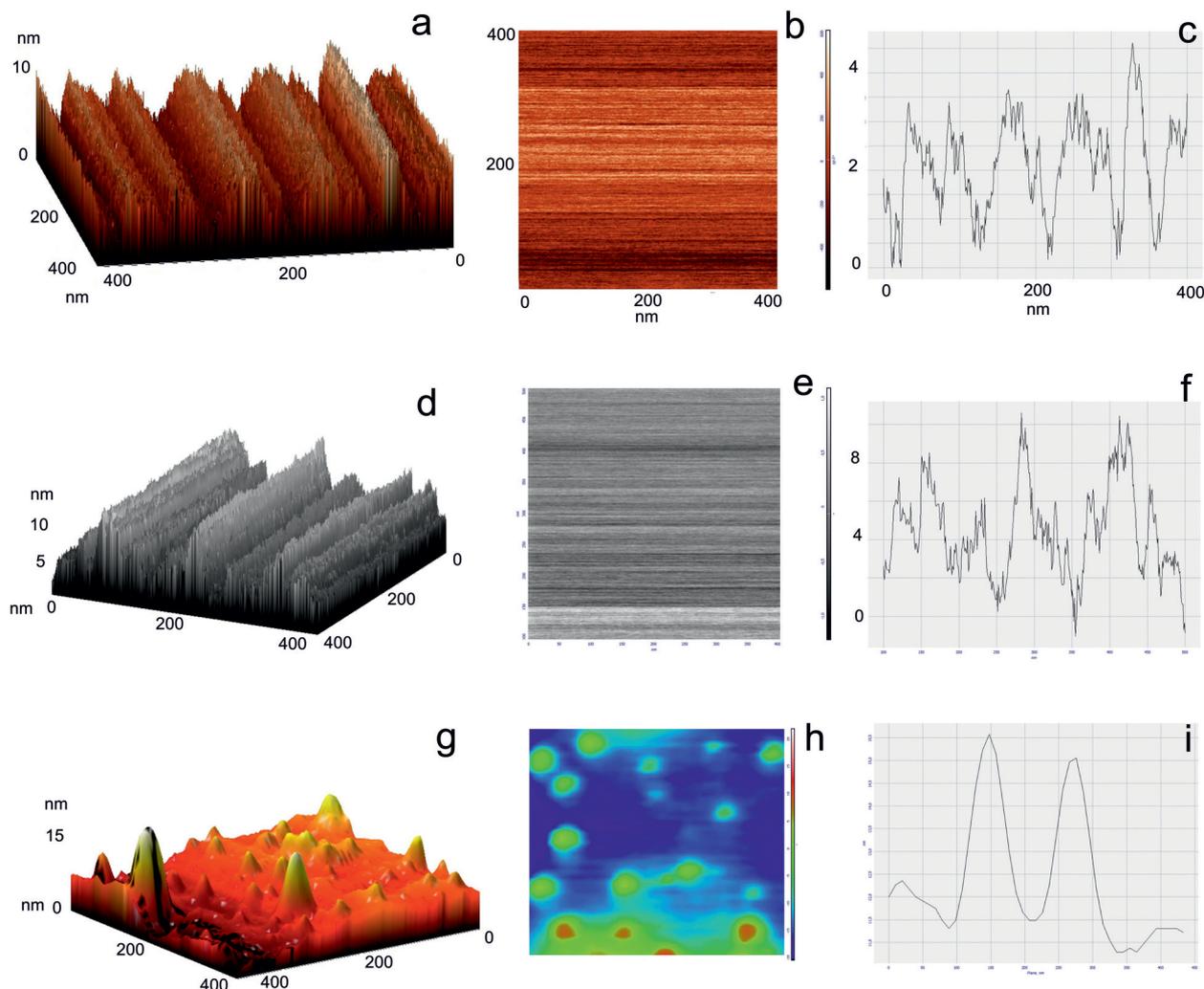


Рис. 2. Результаты атомно-силовой микроскопии образцов гетероструктур Ga_xIn_{1-x}P/GaAs (100) с упорядочением. (a, d, g) – изображение характерного участка образца (#S1, #S2, #S3); (b, e, h) – фазовый контраст участка образца (#S1, #S2, #S3); (c, f, i) – функция распределения рельефа поверхности образца (#S1, #S2, #S3)

[Fig. 2. Results of atomic-force microscopy of samples of Ga_xIn_{1-x}P/GaAs heterostructures (100) with ordering. (a, d, g) – an image of the characteristic sample area (# S1, # S2, # S3); (b, e, h) is the phase contrast of the sample area (# S1, # S2, # S3); (c, f, i) is the distribution function of the relief of the sample surface (# S1, # S2, # S3)]

из-за рассогласования параметров решетки пленки и подложки, и свидетельствовать о градиенте состава твердого раствора относительно средней величины x .

Хорошо известно, что технология получения эпитаксиальных гетероструктур предполагает использование материалов с достаточно близкими параметрами кристаллических решеток слоев «гетеропары». Однако даже малейшее их несоответствие приводит к появлению внутренних напряжений, и возникает рассогласование решеток $\Delta a/a$, которое по существу связано с фактической разницей в параметрах решеток в слоях гетероструктуры. В общем случае деформации, индуцирующие в пленке изменения решетки от кубической к тетрагональной, понижают симметрию кристалла. В простейшем случае мы можем определить относительную деформацию кристаллической решетки ϵ , под которой будем понимать растяжение кристаллической решетки при наличии приложенной силы. Для кубической решетки в случае согласованных в плоскости эпитаксиального роста гетероструктур можно определить перпендикулярную деформацию [17]:

$$\epsilon^\perp = \frac{a_f^\perp - a_s}{a_s}. \quad (3)$$

При этом:

$$\epsilon^\parallel = \frac{a_f^\parallel - a_s}{a_s} = 0. \quad (4)$$

Рассчитанные перпендикулярные деформации в пленках $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ исследованных нами образцов приведены в табл. 2.

Как хорошо видно из данных, представленных в табл. 2, рост упругих деформаций происходит с понижением температуры эпитаксии. При неизменном составе твердого раствора это может являться следствием увеличения фактора порядка η .

Атомно-силовая микроскопия

Хорошо известно, что эпитаксиальный рост твердых растворов $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ с упорядочением в кристаллической решетке зачастую сопровождается появлением плотноупакованных кластеров на поверхности эпитаксиальной пленки [5, 18]. Поэтому нами были проведены исследования морфологии и распределения фаз на поверхности образцов гетероструктур $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}$ (100) с упорядочением в твердом растворе методом атомно-силовой микроскопии.

На рис. 2 приведены 3D изображения характерных участков гетероструктур, фазовый контраст и

соответствующие функции распределения рельефа поверхности для каждого образца.

Результаты АСМ показали, что на поверхности эпитаксиальной пленки образцов #S1 и #S2 присутствуют области упорядоченного нанорельефа, имеющие вид гребня и ориентированные в одном направлении. Период упорядочения нанорельефа у образцов #S1 и #S2 составляет примерно $\sim 50\text{--}75$ нм при средней высоте рельефа около $5\text{--}10$ нм. Данные фазового контраста показали, что на поверхности этих образцов присутствует одна фаза – твердый раствор $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ с упорядочением.

В отличие от первых двух образцов на поверхности гетероструктуры #S3, для которой параметр кристаллической решетки твердого раствора, величина тетрагональной дисторсии, а также отношение полуширин $\text{FWHM}_{\text{GaInP}}/\text{FWHM}_{\text{GaAs}}$ максимальны, нет областей с упорядоченным нанорельефом. Однако при этом на поверхности эпитаксиальной пленки можно наблюдать появление массива наноразмерных неоднородностей в виде островков. Состав наноструктур по данным фазового контраста отличается от состава матрицы – твердого раствора $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$. Характерные размеры неоднородностей составляют $20\text{--}50$ нм в диаметре и $10\text{--}15$ нм в высоту. Следует отметить, что доля наноразмерных неоднородностей у гетероструктуры #S3 составляет не менее $\sim 15\%$ от площади поверхности.

ОБСУЖДЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ экспериментальных данных, полученных в работе на основе комплекса структурно-микроскопических исследований, а также сравнение полученных нами результатов с данными из ряда литературных источников [1, 2, 5, 6, 12, 18–20], позволяет сделать следующие заключения о влиянии эффектов атомного упорядочения на свойства эпитаксиальных твердых растворов $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$, выращенных когерентно на подложках GaAs (100).

Исходя из данных рентгеновской дифрактометрии (рис. 1, табл. 1, 2), следует, что рост твердого раствора GaInP с упорядочением в области составов ($x \sim 0.50$), обеспечивающих согласование параметров эпитаксиальной пленки и монокристаллической подложки GaAs (100), приводит к появлению упругих напряжений в твердом растворе, что обусловлено изменением параметра кристаллической решетки упорядоченного твердого раствора по сравнению с неупорядоченным аналогичного состава. В дальнейшем эффекты атомного упорядочения и дисторсии (упругих напряжений) ве-

дут к появлению областей с градиентом состава в эпитаксиальной пленке, а также к формированию на ее поверхности либо областей упорядоченного нанорельефа, либо массива наноразмерных неоднородностей с составом, отличным от состава матрицы (твердого раствора $Ga_xIn_{1-x}P$). С возрастанием фактора упорядочения (long-range order) при неизменном составе твердого раствора величина тетрагональной дисторсии возрастает, т.к. это обусловлено увеличением параметра кристаллической решетки упорядоченного твердого раствора. Рост упругих напряжений ведет к модификации формы поверхности эпитаксиальной пленки. При малых величинах фактора порядка/дисторсии на поверхности преобладают области упорядоченного нанорельефа (рис. 2). Максимальные величины фактора порядка/дисторсии приводят к формированию на поверхности массива наноразмерных неоднородностей.

Эти результаты расширяют уже устоявшийся литературный факт о том, что упорядоченный твердый раствор $Ga_xIn_{1-x}P$ на подложке GaAs обычно имеет широкое распределение доменов различных размеров на своей поверхности.

Наиболее близкой по отношению к нашей работе, в которой были одновременно изучены структурные и спектральные характеристики образцов $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs$ (100) с упорядочением, является работа М. А. Steiner и др. [21]. Авторы изготовили серию образцов $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs$ (100) в диапазоне составов $x = 0.52-0.76$. С помощью рентгеновской дифракции и фотолюминесцентной спектроскопии были изучены степень деформации, параметр упорядочения и ширина запрещенной зоны для каждого образца. В этой работе показано хорошее согласие между экспериментальными и теоретическими смоделированными данными об энергетических характеристиках образцов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядочением для больших значений состава твердого раствора.

Подводя итоги нашей работы, мы можем сделать заключение о том, что полученные результаты находятся в хорошем согласии с данными, представленными для систем AlGaAs [6, 9, 22, 23], GaInAsP [7, 19] и InGaAs [17] с упорядочением, а также показывают перспективы для инженерии запрещенной зоны гетероструктур путем объединения эффектов от тетрагональной дисторсии при эпитаксиальном росте с эффектами атомного упорядочения. Для этого нам необходимо хорошо знать оптические и энергетические свойства твердых растворов с упорядочением в ИК и УВ диапазонах.

Изучению основных оптических характеристик будет посвящена вторая часть нашей работы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе комплексом структурных и микроскопических методов изучены свойства эпитаксиальных твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядоченным расположением атомов в кристаллической решетке, выращенных МOCVD на монокристаллических подложках GaAs (100). Показано, что в условиях когерентного роста упорядоченного твердого раствора $Ga_xIn_{1-x}P$ на GaAs (100) появление атомного упорядочения и тетрагональной дисторсии приводит к изменению параметра кристаллической решетки и, как следствие, к понижению симметрии кристалла, а также к образованию двух различных типов нанорельефа поверхности. Все это должно привести к кардинальному изменению оптических свойств по сравнению со свойствами неупорядоченных твердых растворов. Показано, что все экспериментальные результаты находятся в хорошем согласии с развитыми теоретическими представлениями.

Работа в части создания эпитаксиальных гетероструктур с высокими функциональными свойствами выполнена при поддержке гранта Президента РФ МД-188.2017.2 и МК-4865.2016.2.

Работа в части управления морфологией, составом поверхности и функциональными характеристиками низкоразмерных систем выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 16-32-00020 мол_а.

Экспериментальные исследования были проведены с помощью научно-технической базы ЦКПНО ВГУ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kazuo U., Satoh K, Asano K, Koizumi A, Nozaki S. // *J. Cryst. Growth*, 2013, vol. 370, pp. 136–40.
2. Zunger A. // *MRS Bull*, 1997, vol. 22, pp. 20–26.
3. Wei S. H., Zunger A. // *Phys. Rev. B*, 1994, vol. 49, pp. 14337–14351.
4. Lee H. S., Lee J. Y. // *Appl. Phys. Lett.*, 2003, vol. 82, pp. 2999–3001.
5. Ahrenkiel S. P., Jones K. M., Matson R. J., Al-Jasim M. M., Zhang Y., Mascarenhas A., et al. // *MRS Proc.*, 1999, p. 583.
6. Seredin P. V., Domashevskaya E. P., Arsentyev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., Prutskij T. // *Semiconductors*, 2013, vol. 47, pp. 1–6.
7. Seredin P. V., Glotov A. V., Ternovaya V. E., Domashevskaya E. P., Arsentyev I. N., Vavilova L.S., et al. // *Semiconductors*, 2011, vol. 45, pp. 1433–1440.

8. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Bityutskaya L. A., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *J. Surf. Investig. X-Ray Synchrotron Neutron Tech.*, 2008, vol. 2, pp. 133–136.
9. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Lukin A. N., Bityutskaya L. A., Grechkina M. V., Arsent'ev I. N., et al. // *Semiconductors*, 2006, vol. 40, pp. 406–413.
10. Dumont H., Auvray L., Dazord J., Monteil Y., Marty O., Pitaval M. // *Thin Solid Films*, 2004, vol. 458, p. 154–160.
11. Ernst P., Geng C., Scholz F., Schweizer H. // *Phys Status Solidi B*, 1996, vol. 193, pp. 213–229.
12. Wei S.-H., Ferreira L. G., and Zunger Alex. // *Phys. Rev. B Condens. Matter.*, 1990, vol. 41, pp. 8240–8269.
13. Zhou D., Usher B. F. // *J. Phys Appl Phys.*, 2001, vol. 34, pp. 1461–1465.
14. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *Phys. B Condens. Matter.*, 2010, vol. 405, pp. 4607–4614.
15. Seredin P. V., Ternovaya V. E., Glotov A. V., Len'shin A. S., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., et al. // *Phys. Solid State*, 2013, vol. 55, pp. 2161–2164.
16. Adachi S. *Properties of Semiconductor Alloys: Group-IV, III-V and II-VI Semiconductors*. 2009, Chichester, U.K: Wiley, 422 p.
17. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A.L., et al. // *Semiconductors*, 2010, vol. 4, № 4, pp. 1106–1112.
18. Gomyo A., Suzuki T., Iijima S. // *Phys Rev Lett.*, 1988, vol. 60, pp. 2645–2648.
19. Seredin P. V., Domashevskaya E. P., Rudneva V. E., Rudneva V. E., Gordienko N. N., Glotov A. V., et al. // *Semiconductors*, 2009, vol. 43, pp. 1221–1225.
20. Srivastava G. P., Martins J. L., Zunger A. // *Phys. Rev. B.*, 1985, vol. 31, pp. 2561–2564.
21. Steiner M. A., Bhusal L., Geisz J. F., Norman A. G., Romero M. J., Olavarria W. J., et al. // *J. Appl. Phys.*, 2009, vol. 106, p. 63525.
22. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Lukin A. N., Bityutskaya L. A., Grechkina M. V., Arsent'ev I. N., et al. // *Surf. Interface. Anal.*, 2006, vol. 38, pp. 828–832.
23. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Dolgoplova E. A., Zanin I. E., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., et al. // *Semiconductors*, 2005, vol. 39, pp. 336–342.

ATOMIC ORDERING IN SOLID SOLUTIONS $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$: EXPERIMENTAL STUDY OF THE STRUCTURAL AND MORPHOLOGICAL PROPERTIES

© 2017 P. V. Seredin¹, A. S. Lenshin¹, V. E. Ternovaya¹, I. N. Arsent'ev², Tatiana Prutskij³

¹Voronezh State University, 1 Universitetskaya sq., 394018 Voronezh, Russia
e-mail: paul@phys.vsu.ru

²Physico-Technical Institute. A.F. Ioffe Institute of Sciences, 26 Polytechnical str., 194021 St. Petersburg, Russia
e-mail: arsent'ev@mail.ioffe.ru

³Instituto de Ciencias, Benemürita Universidad Autynoma de Puebla, Privada 17 Norte, No. 3417,
Col San Miguel Hueyotlipan, 72050 Puebla, Pue., Mexico
e-mail: prutskiy@yahoo.com

Received 10.05.2017

Abstract. Alloys based on A_3B_5 semiconductors have attracted the interest of researchers of semiconductor optoelectronics. These alloys are characterized by a positive formation enthalpy that facilitates superstructure ordered phases on the basis of these alloys, with formation of a domain structure under certain technological conditions. The spontaneous appearance of periodically ordered structures on the surface and in the epitaxial films of A_3B_5 semiconductors covers a broad range of phenomena in solid state physics and semiconductor technology, specified by the processes of self-organization in the condensed matter. This is of particular interest for the production of semiconductor nanostructures with typical sizes of ≤ 100 nm. This phenomena of the ordering appearance in A_3B_5 allows the inclusion of narrow-band semiconductors in a wide-band gap matrix and vice versa, thus creating a localizing potential for the current carriers. Periodical structures of these inclusions can form superlattices comprised of quantum wells, wires or quantum dots. Furthermore, the spontaneous appearance of the nanostructures provides a basis for a new technology for the production of ordered arrays of irregularities, moreover, the basis for the next generation opto- and microelectronics.

The aim of this study was to investigate the structural properties of epitaxial $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ alloys with atomic ordering grown by MOCVD in a coherent way on GaAs (100) substrates.

Epitaxial layers of Ga_xIn_{1-x}P with ordering matched by the parameter of the crystal lattice with single-crystalline GaAs (100) substrates were grown by MOCVD in a horizontal reactor. The structural quality of the heterostructures and determination of the lattice parameters in the alloys were performed by X-ray diffraction with an X-ray diffractometer DRON 4-07 and characteristic radiation of cobalt. The study of the surface morphology was performed by atomic-force microscopy using a NTEGRA Thermo (NT MDT) microscope. The concentration of the elements in the alloys was refined by X-ray microanalysis using an Oxford Instruments attachment to the electron microscope JEOL.

Using a set of structural and microscopic methods, the properties of epitaxial Ga_xIn_{1-x}P alloys with the ordered arrangement of the atoms in a crystal lattice grown by MOCVD on single-crystalline GaAs (100) substrates were studied. It was shown that in the conditions of coherent growth of Ga_xIn_{1-x}P alloy on the GaAs (100) substrate, the observed atomic ordering and tetragonal distortion resulted in the change in the crystal lattice parameter. Consequently, this led to a reduction in the crystal symmetry, formation of two different nanorelief types on the surface in comparison with the properties of disordered alloys. For the first time, the crystal lattice parameter was calculated for Ga_xIn_{1-x}P alloys with ordering grown in a range of compositions corresponding to coherent growth taking into account the elastic stresses on GaAs (100) substrates dependent on the order parameter (long-range ordering).

Keywords: Ga_xIn_{1-x}P, atomic ordering, epitaxial solid solutions.

ACKNOWLEDGMENTS

The work in the part of creating epitaxial heterostructures with high functional properties was carried out with the support of the grant of the President of the Russian Federation MD-188.2017.2 and MK-4865.2016.2.

The work, in the part of managing the morphology, the composition of the surface, and the functional characteristics of low-dimensional systems, was carried out with the financial support of the RFBR grant 16-32-00020 mol_a.

The results of the research were obtained using the equipment of VSU's Equipment Centre for Collective Use of Scientific Equipment

REFERENCES

1. Kazuo U., Satoh K., Asano K., Koizumi A., Nozaki S. *J. Cryst. Growth*, 2013, vol. 370, pp. 136–40. DOI:10.1016/j.jcrysgro.2012.09.054
2. Zunger A. *MRS Bull*, 1997, vol. 22, pp. 20–26. DOI:10.1557/S0883769400033364
3. Wei S. H., Zunger A. *Phys. Rev. B*, 1994, vol. 49, pp. 14337–14351. DOI:10.1103/PhysRevB.49.14337.
4. Lee H. S., Lee J. Y. *Appl. Phys. Lett.*, 2003, vol. 82, pp. 2999–3001. DOI:10.1063/1.1572535
5. Ahrenkiel S. P., Jones K. M., Matson R. J., Al-Jasim M. M., Zhang Y., Mascarenhas A., et al. *MRS Proc.*, 1999, p. 583. DOI:10.1557/PROC-583-243
6. Seredin P. V., Domashevskaya E. P., Arsenyev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., Prutskij T. *Semiconductors*, 2013, vol. 47, pp. 1–6. DOI:10.1134/S106378261301020X
7. Seredin P. V., Glotov A. V., Ternovaya V. E., Domashevskaya E. P., Arsenyev I. N., Vavilova L.S., et al. *Semiconductors*, 2011, vol. 45, pp. 1433–1440. DOI:10.1134/S1063782611110236
8. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Bityutskaya L. A., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. *J. Surf. Investig. X-Ray Synchrotron Neutron Tech.*, 2008, vol. 2, pp. 133–136. DOI:10.1007/s11700-008-1020-2
9. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Lukin A. N., Bityutskaya L. A., Grechkina M. V., Arsent'ev I. N., et al. *Semiconductors*, 2006, vol. 40, pp. 406–413. DOI:10.1134/S1063782606040075
10. Dumont H., Auvray L., Dazord J., Monteil Y., Marty O., Pitaval M. *Thin Solid Films*, 2004, vol. 458, p. 154–160. DOI:10.1016/j.tsf.2003.12.070
11. Ernst P., Geng C., Scholz F., Schweizer H. *Phys Status Solidi B*, 1996, vol. 193, pp. 213–229. DOI:10.1002/pssb.2221930123
12. Wei S.-H., Ferreira L. G., and Zunger Alex. *Phys. Rev. B Condens. Matter.*, 1990, vol. 41, pp. 8240–8269. DOI: https://DOI.org/10.1103/PhysRevB.41.8240
13. Zhou D., Usher B. F. *J. Phys Appl Phys.*, 2001, vol. 34, pp. 1461–1465. DOI:10.1088/0022-3727/34/10/304
14. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsenyev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. *Phys. B Condens. Matter.*, 2010, vol. 405, pp. 4607–4614. DOI:10.1016/j.physb.2010.07.026
15. Seredin P. V., Ternovaya V. E., Glotov A. V., Len'shin A. S., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., et al. *Phys. Solid State*, 2013, vol. 55, pp. 2161–2164. DOI:10.1134/S1063783413100296
16. Adachi S. *Properties of Semiconductor Alloys: Group-IV, III-V and II-VI Semiconductors*. 2009, Chichester, U.K: Wiley, 422 p.
17. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsenyev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A.L., et al. *Semiconductors*, 2010, vol. 4, № 4, pp. 1106–1112. DOI:10.1134/S1063782610080270

18. Gomyo A., Suzuki T., Iijima S. *Phys Rev Lett.*, 1988, vol. 60, pp. 2645–2648. DOI:10.1103/PhysRevLett.60.2645
19. Seredin P. V., Domashevskaya E. P., Rudneva V. E., Rudneva V. E., Gordienko N. N., Glotov A. V., et al. *Semiconductors*, 2009, vol. 43, pp. 1221–1225. DOI:10.1134/S106378260909022X
20. Srivastava G. P., Martins J. L., Zunger A. *Phys. Rev. B.*, 1985, vol. 31, pp. 2561–2564. DOI:10.1103/PhysRevB.31.2561
21. Steiner M. A., Bhusal L., Geisz J. F., Norman A. G., Romero M. J., Olavarria W. J., et al. *J. Appl. Phys.*, 2009, vol. 106, p. 63525. DOI:10.1063/1.3213376
22. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Lukin A. N., Bityutskaya L. A., Grechkina M. V., Arsenyev I. N., et al. *Surf. Interface. Anal.*, 2006, vol. 38, pp. 828–832. DOI:10.1002/sia.2306
23. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Dolgoplova E. A., Zanin I. E., Arsenyev I. N., Vinokurov D. A., et al. *Semiconductors*, 2005, vol. 39, pp. 336–342. DOI:10.1134/1.1882797

Середин Павел Владимирович – д. ф.-м. н., с. н. с. кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; e-mail: paul@phys.vsu.ru

Леньшин Александр Сергеевич – к. ф.-м. н., с. н. с. кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; e-mail: lenshin@phys.vsu.ru

Терновая Вера Евгеньевна – к. ф.-м. н., старший преподаватель кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; e-mail: paul@phys.vsu.ru

Арсентьев Иван Никитич – д. т. н., в. н. с., ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, С-Петербург; e-mail: arsenyev@mail.ioffe.ru

Tatiana Prutskij – доктор наук, Университет Пуэбла, Мексика; e-mail: prutskiy@yahoo.com

Seredin Pavel V. – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Senior Staff Scientist, Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; e-mail: paul@phys.vsu.ru

Lenshin Aleksandr S. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Staff Scientist, Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; e-mail: lenshin@phys.vsu.ru

Ternovaya Vera E. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Lecture, Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; e-mail: paul@phys.vsu.ru

Arsentyev Ivan N. – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Ioffe Physical and Technical Institute; e-mail: arsenyev@mail.ioffe.ru

Tatiana Prutskij – grand PhD (Phys.-Math.), Instituto de Ciencias, Benemérita Universidad Autónoma de Puebla, Mexico; e-mail: prutskiy@yahoo.com