

Экспериментальные исследования влияния эффектов атомного упорядочения в эпитаксиальных твердых растворах $Ga_xIn_{1-x}P$ на их структурные и морфологические свойства

© П.В. Середин¹, А.С. Леньшин¹, Ю.Ю. Худяков¹, И.Н. Арсентьев², Н.А. Калужный², С.А. Минтаиров², Д.Н. Николаев², Tatiana Prutskij³

¹ Воронежский государственный университет,
394006 Воронеж, Россия

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской Академии Наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

³ Instituto de Ciencias, Benemérita Universidad Autónoma de Puebla,
Privada 17 Norte, № 3417, Col San Miguel Hueyotlipan,
72050 Puebla, Pue., Mexico,

E-mail: paul@phys.vsu.ru, arsentyev@mail.ioffe.ru, prutskiy@yahoo.com

(Получена 12 декабря 2016 г. Принята к печати 19 декабря 2016 г.)

Комплексом структурных и микроскопических методов изучены свойства эпитаксиальных твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядоченным расположением атомов в кристаллической решетке, выращенных методом 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, среди которых изменение параметра кристаллической решетки и, как следствие, понижение симметрии кристалла, а также образование двух различных типов нанорельефа поверхности. 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.

DOI: 10.21883/FTP.2017.08.44802.8480

1. Введение

Твердые растворы на основе полупроводников $A^{III}B^V$ 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 с образованием доменной структуры [2–4]. Спонтанное возникновение периодически упорядоченных структур на поверхности и в эпитаксиальных пленках полупроводников $A^{III}B^V$ охватывает широкий круг явлений в физике твердого тела и в полупроводниковой технологии, обусловленных процессами самоорганизации в конденсированных средах. Взрыв интереса к данной области связан с необходимостью получения полупроводниковых наноструктур с характерными размерами ≤ 100 нм [1]. Актуальность проблемы упорядочения в первую очередь связана с модификацией фундаментальных свойств полупроводниковых систем, обусловленной изменением симметрии кристаллической структуры соединений $A^{III}B^V$ [5–10]. В результате чего возникает изменение ширины запрещенной зоны у полупроводника, переход от непрямозонного к прямозонному типу, инверсному порядку следования зон, усложнению оптических спектров сверхструктурных фаз в результате снятия вырождения с состояний потолка валентной зоны и дна зоны проводимости [3,11].

Хорошо известно, что спонтанное упорядочение в полупроводниках $A^{III}B^V$ вызывает уменьшение ширины запрещенной зоны и расщепление максимума валентной зоны. К такого рода эффектам приводят и напряжения, вызванные несопадением параметров 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 вследствие несопадения размера кристаллических решеток слоя и подложки вызывают описанные выше явления, была описана Zunger и 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 часто 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 $Al_xGa_{1-x}As$, $Ga_xIn_{1-x}P$, $Ga_xIn_{1-x}As$, P_{1-y} является актуальным и важным с практической точки зрения.

Цель данной работы заключается в экспериментальных исследованиях структурных свойств эпитаксиальных твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с атомным упорядо-

чением, выращенных методом МOCVD когерентно на подложках GaAs(100).

2. 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), реагентом V группы был фосфин в 10%-й смеси с водородом. Слой $Ga_xIn_{1-x}P$ 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 (АСМ) с использованием микроскопа NTEGRA Thermo (NT MDT). Концентрации элементов в твердом растворе были уточнены методом рентгеновского микроанализа с использованием приставки Oxford Instruments к электронному микроскопу JEOL.

3. Экспериментальные результаты

3.1. Структурные исследования

Методом рентгеновского микроанализа с использованием приставки к электронному микроскопу JEOL были уточнены концентрации элементов, входящих в состав твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$. Стоит отметить, что глубина микроанализа значительно больше толщины эпитаксиальной пленки (~ 1 мкм), из-за 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

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

Образец	Температура роста, °C	Соотношение элементов V/III	Толщина пленки, мкм
#S1	700	160	1
#S2	650	100	1
#S3	600	135	0.85

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

Образец	2θ , град.	a^\perp , Å	a^\parallel , Å	x_{XRD} – Vegard	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	a^v , Å	ϵ^\perp	$\frac{FWHM_{GaInP}}{FWHM_{GaAs}}$	Фактор порядка η	Состав по данным дифракции и работы [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

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 проводилось методом рентгеновской дифракции. Точность определения межплоскостных расстояний и параметров решетки составляла ~ 0.0001 Å. На рис. 1, $a-c$ сплошной линией приведены экспериментальные профили кривых 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, такие существенные 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, были рассчитаны параметры 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:

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

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

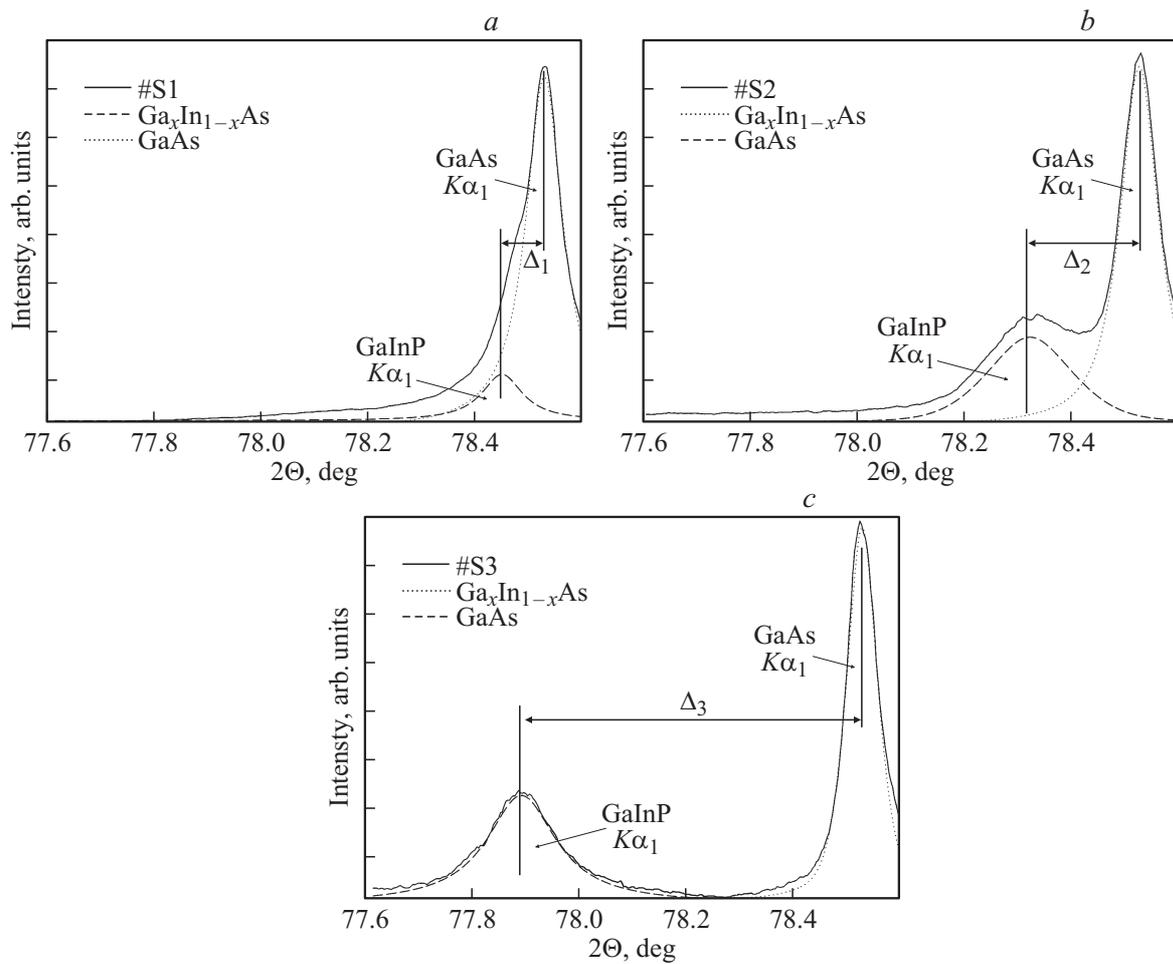


Рис. 1. Экспериментальные профили рентгеновской дифракции, полученные от плоскости (400) гетероструктур $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs(100)$ с упорядочением, а также результаты разложения профилей на компоненты для образцов #S1 (a), #S2 (b) и #S3 (c).

Ввиду когерентного роста твердого раствора $Ga_xIn_{1-x}P$ на монокристаллической подложке $GaAs(100)$ параллельная составляющая параметра эпитаксиального слоя a^{\parallel} может быть заменена параметром кристаллической решетки $GaAs$: $a^{\parallel} = a_{GaAs} = 5.6532 \text{ \AA}$ [15].

Таким образом, соотношение (1) для параметра решетки эпитаксиальных слоев $Ga_xIn_{1-x}P$ с учетом линейной зависимости для коэффициента Пуассона

$$v_{Ga_xIn_{1-x}P} = xv_{GaP} + (1-x)v_{InP}$$

может быть записано как

$$a_{Ga_xIn_{1-x}P}^x = a_{Ga_xIn_{1-x}P}^{\perp} \frac{1 - (xx_{GaP} + (1-x)x_{InP})}{1 + (xx_{GaP} + (1-x)x_{InP})} + a_{GaAs}^x \frac{2(xx_{GaP} + (1-x)x_{InP})}{1 + (xx_{GaP} + (1-x)x_{InP})}. \quad (2)$$

Расчеты параметров кристаллической решетки эпитаксиальных пленок $Ga_xIn_{1-x}P$ с учетом внутренних

напряжений проводились на основании полученных экспериментальных данных. При расчетах было сделано предположение, что используемые для вычислений коэффициенты Пуассона упорядоченного соединения v_{GaInP} были рассчитаны исходя из линейной зависимости между коэффициентами бинарных соединений GaP и InP и состава $x = 0.50$. Коэффициенты бинарных соединений были взяты из литературных данных: $v_{GaP} = 0.306$, $v_{InP} = 0.360$ [16].

Рассчитанные параметры решетки с учетом упругих напряжений в гетероэпитаксиальном слое a^{\parallel} и полуширины дифракционных линий приведены в табл. 2. В табл. 2 также приведены значения параметров кристаллической решетки для неупорядоченных твердых растворов аналогичного состава, рассчитанные на основе закона Вегарда. 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, представлен-

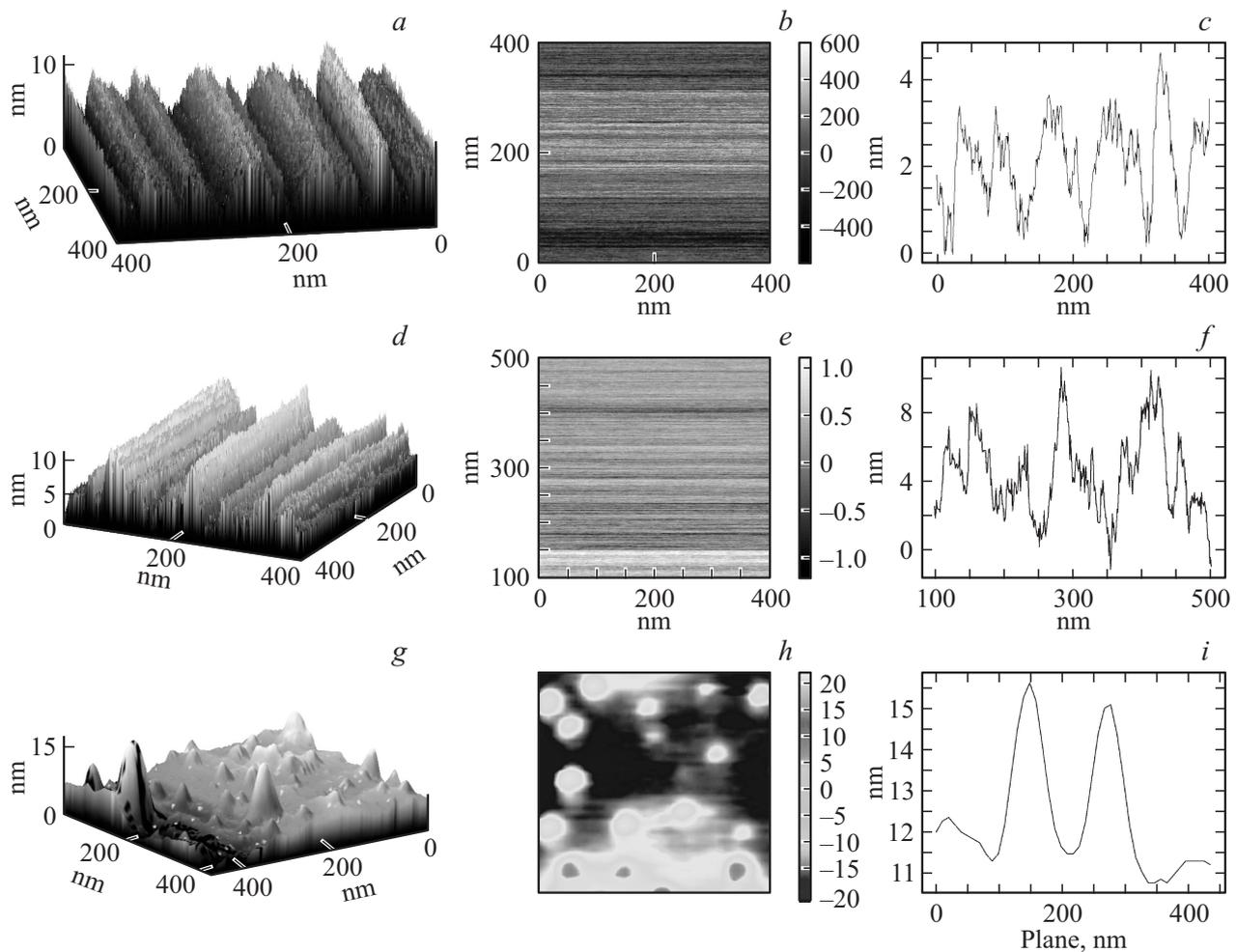


Рис. 2. Результаты атомно-силовой микроскопии образцов гетероструктур $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}(100)$ с упорядочением. *a, d, g* — изображение характерного участка образца (#S1, #S2, #S3, соответственно); *b, e, h* — фазовый контраст участка образца (#S1, #S2, #S3, соответственно); *c, f, i* — функция распределения рельефа поверхности образца (#S1, #S2, #S3, соответственно).

ных в табл. 2, в эксперименте наблюдается увеличение соотношения значения полуширины дифракционной линии (400) от твердого раствора к аналогичной величине от монокристаллической подложки GaAs ($FWHM_{\text{GaInP}}/FWHM_{\text{GaAs}}$). Это соотношение растет с увеличением параметра решетки твердого раствора что может являться следствием возрастания величины упругих напряжений кристаллической решетки 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 возникновению рассогласования решеток $\Delta a/a$, которое по существу связано с фактической разницей в параметрах решеток в слоях гетероструктуры. В общем случае деформации, инду-

цирующие в пленке изменения решетки от кубической к тетрагональной, понижают симметрию кристалла. В простом 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 роста эпитаксиальных гетероструктур можно определить перпендикулярную составляющую деформации [17]:

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

При этом

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

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 .

3.2. 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 $FWHM_{\text{GaInP}}/FWHM_{\text{GaAs}}$ максимальны, т. е. 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 более $\sim 15\%$ от площади поверхности.

4. 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] позволяют сделать следующие

заклучения о влиянии эффектов атомного упорядочения на свойства эпитаксиальных твердых растворов $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$, выращенных когерентно на подложках $\text{GaAs}(100)$.

Исходя из данных рентгеновской дифрактометрии следует (рис. 1, табл. 1,2), что рост твердого раствора GaInP с упорядочением в области составов ($x \sim 0.50$), обеспечивающих согласование параметров эпитаксиальной пленки и монокристаллической подложки $\text{GaAs}(100)$, 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) ведут 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 $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$). С возрастанием фактора упорядочения (long-range order) при неизменном составе твердого раствора величина тетрагональной дисторсии возрастает, так как это обусловлено увеличением параметра кристаллической решетки упорядоченного твердого раствора. Увеличение 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 $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$, выращенный на подложке GaAs , обычно имеет широкое распределение доменов различных размеров на своей поверхности.

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

Подводя итоги работы можно сделать заключение о том, что полученные в данной работе результаты находятся в хорошем согласии с данными, полученными 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 необходимо хорошо знать оптические и энергетические свойства твердых растворов с упорядочением в ИК- и УВ-диапазонах.

5. Заключение

В работе комплексом структурных и спектроскопических методов изучены свойства эпитаксиальных твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядоченным расположением атомов в кристаллической решетке, выращенных методом МOCVD на монокристаллических подложках GaAs(100). Установлено, 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, понижению симметрии кристалла, а также к образованию двух различных типов нанорельефа поверхности. 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.

Работа в части диагностики гетероструктур выполнена при поддержке гранта № 11.4718.2017/БЧ Министерства образования и науки России в рамках государственного задания вузам в сфере научной деятельности.

Работа в части управления морфологией, составом поверхности и функциональными характеристиками низкоразмерных систем выполнена при финансовой поддержке государственным заданием ФТИ им. А.Ф. Иоффе и гранта президента РФ МК-4865.2016.2.

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

Список литературы

- [1] K. Uchida, K. Satoh, K. Asano, A. Koizumi, S. Nozaki. *J. Cryst. Growth*, **370**, 136 (2013).
- [2] A. Zunger. *MRS Bull.*, **22**, 20 (1997).
- [3] S.-H. Wei, A. Zunger. *Phys. Rev. B*, **49**, 14337 (1994).
- [4] H.S. Lee, J.Y. Lee. *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 2999 (2003).
- [5] S.P. Ahrenkiel, K.M. Jones, R.J. Matson, M.M. Al-Jassim, Y. Zhang, A. Mascarenhas, D.J. Friedman, D.J. Arent, J.M. Olson, M.C. Hanna. *MRS Proc.*, **583**, 243 (1999).
- [6] P.V. Seredin, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, T. Prutskij, *Semiconductors*, **47**, 1 (2013).
- [7] P.V. Seredin, A.V. Glotov, V.E. Ternovaya, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, L.S. Vavilova, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **45**, 1433 (2011).
- [8] E.P. Domashevskaya, P.V. Seredin, L.A. Bityutskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I. S. Tarasov. *J. Surf. Investig. X-Ray Synchrotron Neutron Tech.*, **2**, 133 (2008).
- [9] E.P. Domashevskaya, P.V. Seredin, A.N. Lukin, L.A. Bityutskaya, M.V. Grechkina, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **40**, 406 (2006).
- [10] H. Dumont, L. Auvray, J. Dazord, Y. Monteil, O. Marty, M. Pitaval. *Thin Solid Films*, **458**, 154 (2004).
- [11] P. Ernst, C. Geng, F. Scholz, H. Schweizer, Y. Zhang, A. Mascarenhas. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 2347 (1995).
- [12] S.H. Wei, L.G. Ferreira, A. Zunger. *Phys. Rev. B Condens. Matter*, **41**, 8240 (1990).
- [13] D. Zhou, B.F. Usher. *J. Phys. Appl. Phys.*, **34**, 1461-5 (2001).
- [14] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Phys. B Condens. Matter*, **405**, 4607 (2010).
- [15] P.V. Seredin, V.E. Ternovaya, A.V. Glotov, A.S. Len'shin, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov. *Phys. Solid. State*, **55**, 2161 (2013).
- [16] S. Adachi. *Properties of Semiconductor Alloys: Group-IV, III-V and II-VI Semiconductors* (Wiley, Chichester, U.K., 2009).
- [17] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **44**, 1106 (2010).
- [17] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **44**, 1106 (2010).
- [18] A. Gomyo, T. Suzuki, S. Iijima. *Phys. Rev. Lett.*, **60**, 2645 (1988).
- [19] P.V. Seredin, E.P. Domashevskaya, V.E. Rudneva, V.E. Rudneva, N.N. Gordienko, A.V. Glotov, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **43**, 1221 (2009).
- [20] G.P. Srivastava, J.L. Martins, A. Zunger. *Phys. Rev. B*, **31**, 2561-4 (1985).
- [21] M.A. Steiner, L. Bhusal, J.F. Geisz, A.G. Norman, M.J. Romero, W.J. Olavarria, Y. Zhang, A. Mascarenhas. *J. Appl. Phys.*, **106**, 63525 (2009).
- [22] E.P. Domashevskaya, P.V. Seredin, A.N. Lukin, L.A. Bityutskaya, M.V. Grechkina, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Surf. Interface Anal.*, **38**, 828 (2006).
- [23] E.P. Domashevskaya, P.V. Seredin, E.A. Dolgoplova, I.E. Zanin, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **39**, 336 (2005).

Редактор А.Н. Смирнов

Experimental studies of the impact of the effects of atomic ordering in epitaxial solid solutions $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ on their structural and morphological properties

*P.V. Seredin¹, A.S. Lenshin¹, Yu.Yu. Khudyakov¹,
I.N. Arsenyev², N.A. Kaliuzhny², S.A. Mintairov²,
D.N. Nikolaev², T. Prutskij³*

¹ Voronezh State University,
394006 Voronezh, Russia

² Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

³ Instituto de Ciencias,
Benemérita Universidad Autónoma de Puebla,
Privada 17 Norte, No 3417,
Col San Miguel Hueyotlipan,
72050 Puebla, Pue., Mexico

Abstract A set structural and microscopic techniques was applied for the study of the properties in epitaxial $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ alloys with the ordered arrangement of the atoms in the crystal lattice grown by MOCVD on single-crystalline substrated of GaAs(100). The appearance of atomic in the conditions of coherent growth of the ordered $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ alloy on GaAs(100) was show to result in the cardinal changed of the structural and morphological properties of semiconductor as compared with those ones of disordered alloys including the change of the crystal lattice parameter and, consequently, reducing of the crystal symmetry, decrease of the band gap and formation of two different types of the surface nanorelief.