

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Ga_xIn_{1-x}P$ С АТОМНЫМ УПОРЯДОЧЕНИЕМ

© 2017 П. В. Середин¹, А. С. Леньшин¹, А. Н. Лукин¹, 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: arsentyev@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

Поступила в редакцию 10.05.2017 г.

Аннотация. В работе комплексом спектроскопических 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 приводят к кардинальному изменению оптических свойств полупроводника по сравнению со свойствами неупорядоченных твердых растворов, среди которых уменьшение ширины запрещенной зоны и усиление люминесценции. Впервые на основе данных дисперсионного анализа ИК-спектров отражения, а также данных УФ-спектроскопии, полученных в режиме отражения – пропускания, впервые определены основные оптические характеристики твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядочением, а именно дисперсия коэффициента преломления, высокочастотная диэлектрическая проницаемость. Показано, что все экспериментальные результаты находятся в хорошем согласии с развитыми теоретическими представлениями.

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

ВВЕДЕНИЕ

Явления возникновения упорядочения в A_3B_5 позволяет получать включения узкозонных полупроводников в широкозонной матрице и наоборот, и тем самым создавать локализирующий потенциал для носителей тока. Периодические структуры таких включений могут образовывать сверхрешетки, состоящие из квантовых ям, проводов или точек. Явления спонтанного возникновения наноструктур создают основу для новой технологии получения упорядоченных массивов неоднородностей – базу для опто- и микроэлектроники нового поколения [1–3].

В наших предыдущих работах мы уже показывали возможность получения сверхструктурных фаз упорядочения в системах твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As$ [4, 5], $Ga_xIn_{1-x}As_yP_{1-y}$ [6, 7] и $In_xGa_{1-x}P$ [8]. Анализ полученных результатов дифрактомет-

рических исследований таких твердых растворов с составами $x \sim 0.50$ привел к заключению о том, что обнаруженные нами фазы упорядочения представляли собой химические соединения ABC_2 или $A_{2/3}B_{1/3}C$ -типа и представляли собой сверхструктуры к решетке сфалерита. Результаты рентгеновской дифракции свидетельствовали о значительном объеме (~15 %) областей твердого раствора на основе сверхструктурных фаз.

Понятно, что актуальность проблемы упорядочения в первую очередь связана с модификацией фундаментальных свойств полупроводниковых систем, обусловленной изменением симметрии кристаллической структуры соединений A_3B_5 [1, 7, 9, 10]. В результате этого 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 [2, 11].

Хорошо известно, что спонтанное упорядочение в полупроводниках A_3B_5 вызывают уменьшение ширины запрещенной зоны и расщепление максимума валентной зоны. К такого рода эффектам приводят и напряжения, вызванные несовпадением 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 несовпадения размера кристаллических решеток слоя и подложки вызывают описанные выше явления, была описана *A. Zunger* и *A. Wei* в ряде их совместных работ [2, 12]. Они показали, что упорядочение в кристаллической решетке и последующая кластеризация приводят к уменьшению запрещенной зоны.

Было выдвинуто предположение, что упорядочение в полупроводниках может значительно повысить степень спиновой поляризации фотоэлектронов, испускаемых из валентной зоны, а такого рода полупроводниковые твердые растворы на основе A_3B_5 могут быть использованы в качестве источника поляризованных электронов. Эти общие результаты открывают новые возможности для инженерии запрещенной зоны гетероструктур путем объединения эффектов от тетрагональной дисторсии при эпитаксиальном росте с эффектами атомного упорядочения.

Анализ имеющихся публикаций показывает, что основные экспериментальные исследования возникновения атомного упорядочения были выполнены для системы Ga–In–P, в которой это явление и было впервые обнаружено. Однако существующие на сегодняшний день публикации в основном лишь подтверждают теоретические данные об изменении ширины запрещенной зоны у твердых растворов с упорядоченным расположением атомов в зависимости от состава и степени упорядочения [11, 13, 14, 15, 16]. Основными экспериментальными методами в этих работах выступают электронная микроскопия/дифракция для обнаружения упорядочения в твердом растворе и фотолюминесцентная спектроскопия, позволяющая оценить изменения в зонной структуре. При этом практически отсутствует информация об оптических свойствах твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядочением в ИК и УВ областях спектра, а также прямые дан-

ные и значения параметров кристаллической решетки в твердых растворах $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядочением в зависимости от степени порядка и условий эпитаксиального роста.

В нашей предыдущей работе с применением комплекса структурных и микроскопических методов были изучены структурные 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, среди которых изменение параметра кристаллической решетки и, как следствие, понижение симметрии кристалла, а также образование двух различных типов нанорельефа поверхности.

Поскольку возникновение явления атомного упорядочения в твердом растворе $Ga_xIn_{1-x}P$ неизменно отражается на его оптических и энергетических характеристиках, целью нашей работы стало исследование оптических свойств в ИК и УВ диапазонах 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. В качестве реагентов были использованы триметилгаллий (TMG) и триметилиндий (TMI), а также фосфин в 10 % -ной смеси с водородом. Слои $Ga_xIn_{1-x}P$ с составом $x \sim 0.50$ мол. д. галлия 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.

ИК-спектры отражения от гетероструктур были получены с использованием ИК–Фурье спектрометра Vertex-70 Bruker. Спектры фотолюминесценции были получены от поверхности образцов по стандартной методике на основе монохроматора TRIAX550 и охлаждаемого жидким азотом CCD детектора. Возбуждение спектров фотолюминесценции производили аргоновым лазером с длиной

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

[Table 1. Parameters of growth and thickness of the epitaxial layers in the samples of heterostructures with ordering in the alloy]

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

волны 514.5 нм. Для фокусировки на поверхности использовался ×10 объектив.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

ИК-спектроскопия

Хорошо известно, что метод ИК-спектроскопии широко используется для изучения тонких решеточных свойств и оценки структурного качества эпитаксиальных пленок, позволяет оценивать внутренние напряжения в кристаллической решетке, к которым данный метод является очень чувствительным [17, 18].

Наиболее удобен метод ИК-решеточной спектроскопии для анализа эпитаксиальных гетероструктур с тонкими слоями твердых растворов, выращенных на толстых монокристаллических подложках различных ориентаций, при проведении съемки на отражение в далекой ИК области спектра вблизи полосы остаточных лучей с возникновением однофононного резонанса. В этом случае объектом изучения являются основные фононные моды колебаний атомов, входящих в кристаллическую решетку, как эпитаксиальных твердых растворов, так и подложек, на которых эти пленки выращены.

Получение информации о фононом спектре является исключительно важным с точки зрения практических применений низкоразмерных структур в микро- и оптоэлектронных устройствах, поскольку фононы влияют на скорость релаксации возбужденных электронов и на подвижность носителей заряда.

На рис. 1 приведены ИК-спектры отражения от исследуемых эпитаксиальных структур, а также спектр монокристаллической подложки GaAs. Как видно из эксперимента, в ИК-спектрах отражения всех гетероструктур присутствуют характерные для твердого раствора $Ga_xIn_{1-x}P$ продольные LO и поперечные TO фононные моды колебаний Ga–P и In–P, что совпадает с уже существующими литературными данными [14, 19]. Однако отметим, что в спектре образца #S3 присутствуют дополнительные фононные колебания в области 200–220 cm^{-1} ,

которые на основе данных теоретических расчетов из работы [14, 19] принадлежат к колебаниям упорядоченного твердого раствора с большим значением фактора порядка η .

Кроме того из эксперимента видно (см. рис 1), что частоты основных фононных мод у образцов #S1 и #S2 близки, а в случае образца #S3 наблюдается сдвиг частот фононных колебаний в низкочастотную область. Кроме того, наблюдается заметное расщепление.

Изучение фононного спектра низкоразмерных структур посредством моделирования экспериментальных результатов – дисперсионного анализа – является сложной задачей, но оно необходимо для точного определения частот оптических фононов в системах с наноразмерными неоднородностями, а также основных оптических характеристик, исходя из колебательных спектров.

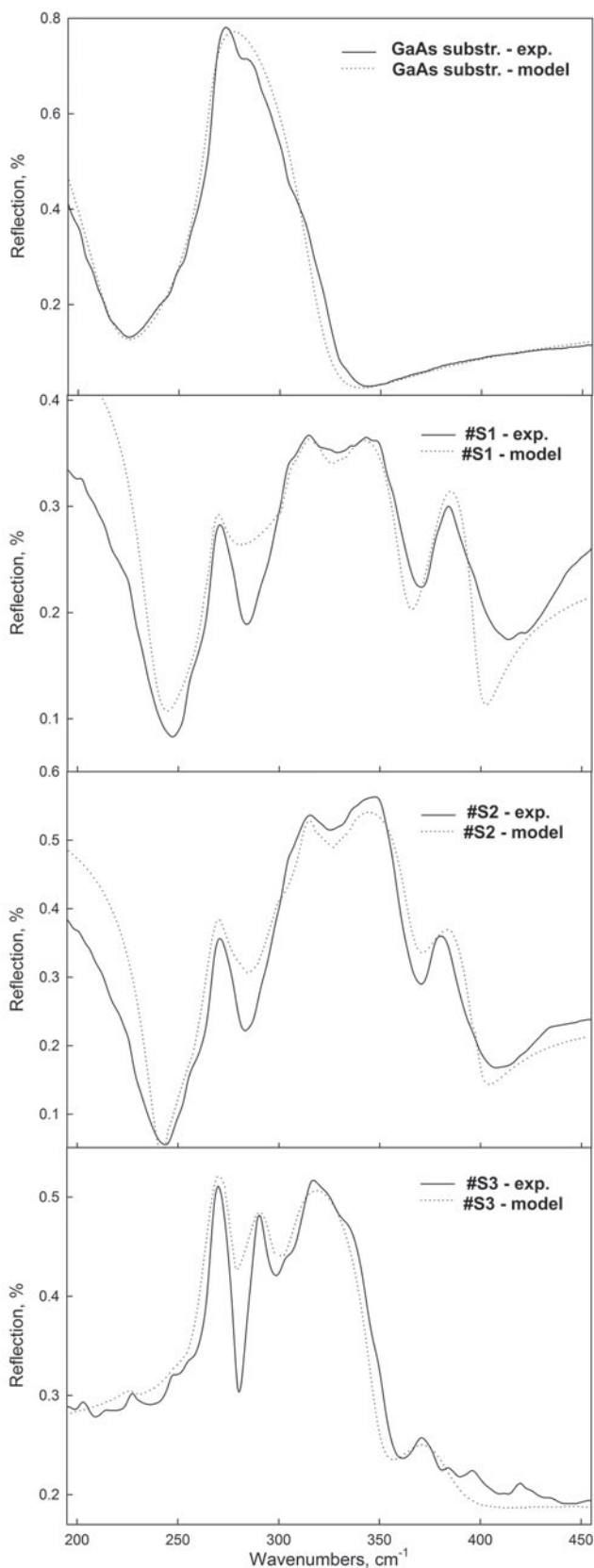
При моделировании ИК-спектров решеточного отражения гетероструктур спектры могут быть рассчитаны с использованием модели «пленка – подложка», описанной и успешно использованной, в том числе нами [20–22]. Эта модель позволяет проводить дисперсионный анализ ИК спектра отражения с учетом фононных мод, возникающих как в пленке, так и в подложке.

В системе, состоящей из полубесконечной подложки (с диэлектрической функцией ϵ_s) и поверхностного слоя или пленки (с диэлектрической функцией ϵ_f) толщиной d , амплитудный коэффициент отражения r для нормального падения имеет вид [13]:

$$r = \frac{r_f(\omega) + r_{fs}(\omega) \cdot \exp(i2\beta)}{1 + r_f(\omega) \cdot r_{fs}(\omega) \cdot \exp(i2\beta)}. \quad (1)$$

Коэффициент отражения соответственно равен $R = |r|^2$

Построение функции диэлектрической проницаемости и спектра отражения монокристаллической подложки, используемых в расчете, выполнено в приближении однофононного резонанса по методу Спитцера, Клеймана, Фроша [23]. Коэффици-



ент отражения R в данном случае представляется в следующем виде:

$$R(\omega) = \frac{(n(\omega) - 1)^2 + k(\omega)^2}{(n(\omega) + 1)^2 + k(\omega)^2},$$

$$\varepsilon_1(\omega) = n(\omega)^2 - k(\omega)^2,$$

$$\varepsilon_2(\omega) = 2n(\omega)k(\omega),$$
(2)

где ω_{LO} , ω_{TO} , γ , ε_∞ – частоты продольных (LO) и поперечных (TO) колебаний, коэффициент затухания и высокочастотная диэлектрическая проницаемость в монокристаллическом GaAs соответственно.

Диэлектрическая функция пленки в модели «пленка – подложка» с учетом плазмон – фононного резонанса задается соотношением:

$$\varepsilon_f(\omega) = \varepsilon_\infty + \sum_i \frac{4\pi f_i (\omega_{TOi})^2}{(\omega_{TOi})^2 - \omega^2 + i\omega\gamma_i} - \sum_j \frac{\omega_{pj}^2 \varepsilon_\infty}{\omega(\omega + i/\tau_j)},$$
(3)

где f_i , ω_{TOi} , γ_i – сила, резонансная частота и затухание i -го фононного колебания; ω_{pj} и τ_j – плазменная частота и феноменологическое время жизни j -го плазмона соответственно.

При расчете коэффициента отражения гетероструктуры в формуле для величины диэлектрической проницаемости пленки (3) в основном варьируют следующие величины: резонансную TO частоту i -той решеточной колебательной моды – ω_{TOi} , силу осциллятора f_i и коэффициент затухания γ_i .

Частоты продольных LO колебаний каждой фононной моды могут быть рассчитаны с учетом данных дисперсионного анализа, исходя из следующего соотношения:

$$\omega_{LOi} = \sqrt{\omega_{TOi} \left(\frac{4\pi f_i}{\varepsilon_\infty} + 1 \right)}.$$
(4)

Определенные в результате дисперсионного анализа частоты основных фононных плазменных мод, частоты плазменных колебаний и времена жизни плазмонов приведены в табл. 2.

Рис. 1. Экспериментальные и смоделированные на основе дисперсионного анализа ИК-спектры отражения от монокристаллической подложки GaAs и эпитаксиальных гетероструктур $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}(100)$ с упорядочением

[**Fig. 1.** Experimental and simulated on the basis of dispersion analysis IR reflection spectra from single-crystalline GaAs substrate and epitaxial heterostructures $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}(100)$ with ordering]

Таблица 2. Результаты фотолюминесцентной спектроскопии исследованных образцов
 [Table 2. Results of dispersion analysis for IR reflection spectra in the ordered heterostructures]

Образец [Sample]	Экспериментальная ширина запрещенной зоны, эВ [Experimental width of band gap, eV]	Ширина запрещенной зоны, рассчитанная на основе данных микроанализа, эВ [The width of the band gap, calculated on the basis of microanalysis data, eV]	Уменьшение ширины запрещенной зоны ΔEg [Reduction of the width of the band gap ΔEg]	Состав x , в соответствии с результатами из [2] [Composition x , in accordance with the results in [2]]	Фактор порядка η , в соответствии с результатами из [2] [The order factor η in accordance with the results of [2]]
#S1	1.841	1.893	0.052	~0.51	0.50
#S2	1.845	1.893	0.048	~0.50	0.50
#S3	1.831	1.885	0.054	~0.50	0.60

Также в табл. 2 приведена величина высокочастотной диэлектрической проницаемости ϵ_∞ для эпитаксиального твердого раствора $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядочением, определенная в ходе дисперсионного анализа и с использованием преобразования Крамера–Кронига.

ФЛ-спектроскопия

Как уже было отмечено выше, возникновение явления атомного упорядочения в твердом растворе $Ga_xIn_{1-x}P$ неизменно отражается на его энергетических характеристиках путем изменения ширины запрещенной зоны по сравнению с неупорядоченным твердым раствором аналогичного состава [9, 11, 15]. Привлечение фотолюминесцентной спектроскопии как инструмента для определения изменения ширины запрещенной зоны и влияния на ее величину степени упоря-

дочения в твердом растворе являются логически обоснованным.

На рис. 2 приведены экспериментальные спектры фотолюминесценции образцов гетероструктур $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs(100)$ с упорядочением в твердом растворе в области энергий 1.75–1.95 эВ. Эмиссия от упорядоченного твердого раствора $Ga_xIn_{1-x}P$ у всех образцов представляет собой максимум с полушириной $\Delta \sim 0.05$ эВ. Следует отметить, что интенсивность фотолюминесценции для образца #S3 более, чем в 1.5–2 раза превышает интенсивность образцов #S1 и #S2.

Из экспериментальных данных по значениям длин волн максимумов фотолюминесценции можно определить ширину запрещенной зоны эпитаксиальных твердых растворов с учетом температурной поправки:

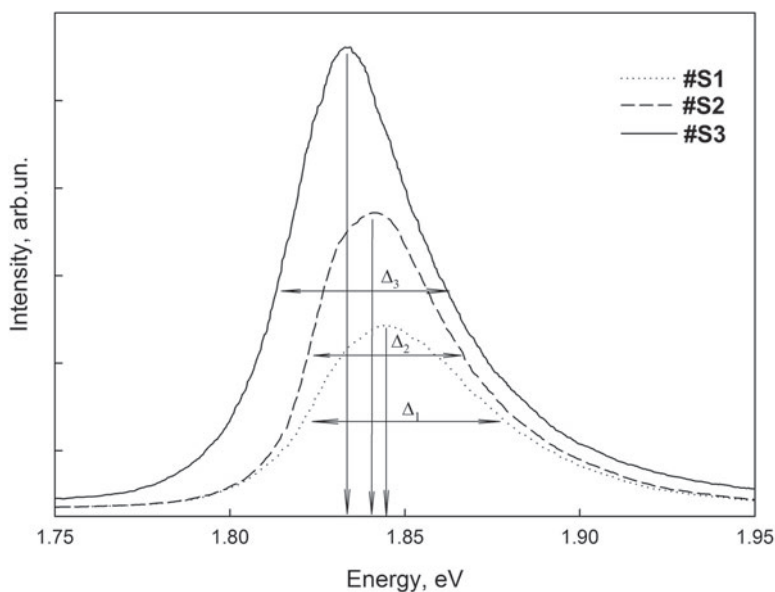


Рис. 2. Экспериментальные спектры фотолюминесценции эпитаксиальных гетероструктур $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs(100)$ с упорядочением

[Fig. 2. Experimental photoluminescence spectra of epitaxial ordered $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs(100)$ heterostructures]

$$E_g = \frac{1.243}{\lambda} - \frac{1}{2}kT, \quad (5)$$

где k – постоянная Больцмана, T – температура.

Экспериментальные значения E_g приведены в табл. 3. Кроме того в табл. 3 приведены значения ширины запрещенной зоны для неупорядоченных твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ аналогичных составов, определенные из соотношения [24]:

$$Eg(x) = 1.35 + 0.76x + 0.65x^2. \quad (6)$$

Из данных представленных в табл. 3 видно, что рассчитанная из эксперимента ширина запрещенной зоны эпитаксиальной пленки каждого образца меньше, чем должна быть в случае неупорядоченного твердого раствора аналогичного состава. Это подтверждает рост твердых растворов с упорядочением [9, 11, 15].

Основываясь на данных теоретических расчетов, представленных в работах *A. Zunger et al* [2], а также исходя из значения ширины запрещенной зоны, определенной нами экспериментально, величины коэффициента перпендикулярной дисторсии (напряжения) и параметра ΔEg (уменьшения ширины запрещенной зоны), мы смогли уточнить степень упорядочения в твердом растворе $Ga_xIn_{1-x}P$, выращенном на GaAs(100) (см. табл. 3).

Этот результат хорошо согласуется с аналогичными данными из работы [11], в которой проанализирована форма эмиссионных полос в зависимости от степени упорядочения в твердом растворе $Ga_xIn_{1-x}P$ и технологических условий роста.

Стоит отметить, что определенный нами состав твердого раствора каждой гетероструктуры хорошо совпадает с теоретическим значением из работы [2], характерным для соответствующих значе-

ний ширины запрещенной зоны и коэффициента перпендикулярной дисторсии.

УФ- спектроскопия

В наших предыдущих работах [25, 26] мы уже показали, что достаточно удобным подходом для изучения оптических свойств тонких, в том числе наноструктурированных, полупроводниковых и диэлектрических тонких пленок, полученных на разнородных подложках (GaAs, Si, por-Si), является подход с использованием методики съемки на отражение в ультрафиолетовом и видимом диапазонах электромагнитного излучения, позволяющей получать информацию от тонких пленок, нанесенных на оптически более плотные и объемные подложки. В этом случае электромагнитное излучение проникает через тонкую пленку и, отражаясь от подложки, снова проходит через тонкую пленку. Таким образом, мы получаем так называемые спектры пропускания-отражения, несущие в себе информацию о фундаментальных свойствах тонкопленочных материалов в УФ диапазоне.

На рис. 3 представлены спектры пропускания-отражения структур $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs$, полученные при двух углах падения электромагнитного излучения: 8 и 45 градусов. Как видно из полученных результатов (коэффициент пропускания-отражения, форма и характер кривых, наличие интерференции) – в области 190–900 нм эпитаксиальные пленки $Ga_xIn_{1-x}P$ хорошо пропускают электромагнитное излучение.

Возникновение интерференционных максимумов в экспериментальных спектрах при разных углах падения излучения на образец позволяет нам использовать эти данные для расчетов дисперсии показателя преломления образца по интерференционной картине.

Таблица 3. Результаты дисперсионного анализа ИК-спектров отражения гетероструктур с упорядочением

[Table 3. Results on photoluminescence spectroscopy for the investigated samples]

Образец [Sample]	Ga-As [Ga-As]	In-P [In-P]	Ga-P (Ga-rich) [Ga-P (Ga-rich)]	Ga-P (In-rich) [Ga-P (In-rich)]	Доп. Колебание [Additional fluctuation]	Плазменные колебания [Plasma oscillations]	Высокочастотная диэлектрическая проницаемость [High-frequency permittivity]
	TO/LO, cm^{-1} [TO/LO, cm^{-1}]	TO/LO, cm^{-1} [TO/LO, cm^{-1}]	TO/LO, cm^{-1} [TO/LO, cm^{-1}]	TO/LO, cm^{-1} [TO/LO, cm^{-1}]	TO/LO, cm^{-1} [TO/LO, cm^{-1}]	$\omega_{pl} \cdot cm^{-1} / \tau, c^{-1}$ [$\omega_{pl} \cdot cm^{-1} / \tau, s^{-1}$]	ϵ_{∞} [ϵ_{∞}]
GaAs	267/291						8.3
#S1		315/326	335/347	380/384		280/0.031	16.2
#S2		312/327	332/344	377/380		295/0.067	17.3
#S3		307/326	291/317	370/375	208/227	220 / 0.01	12.5

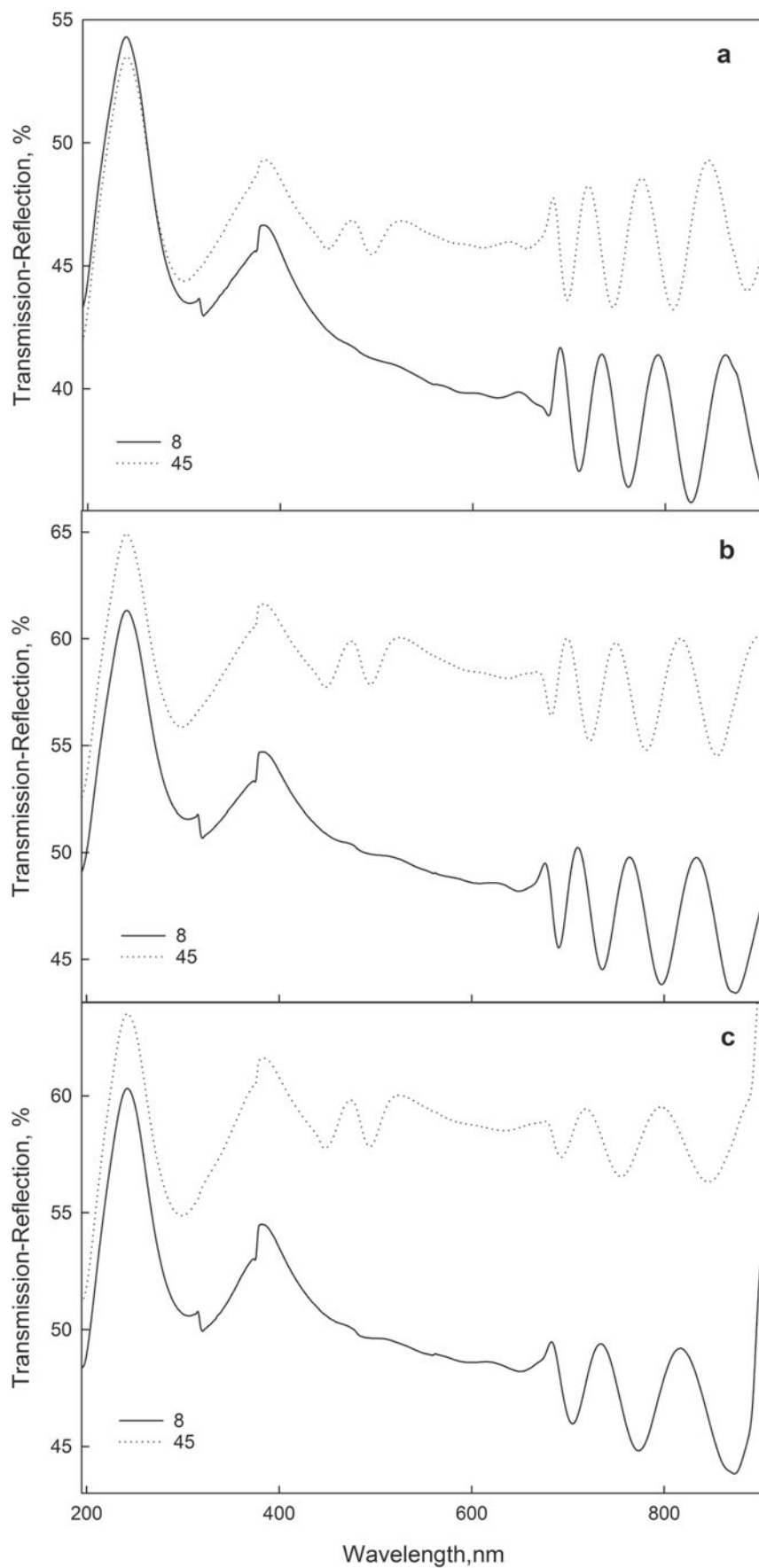


Рис. 3. Спектры отражения–пропускания эпитаксиальных гетероструктур $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs(100)$ с упорядочением в области 190–900 нм: *a* – образец #S1, *b* – образец #S2, *c* – образец #S3

[Fig. 3. Reflection–transmission spectra of epitaxial ordered $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs(100)$ heterostructures in the range of 400 – 900 nm. *a* – sample #S1, *b* – sample #S2, *c* – sample #S3]

Расчет может быть легко выполнен с использованием соотношения между толщиной пленки d и показателем преломления n :

$$d = \frac{N\lambda_1\lambda_2}{2(\lambda_1 - \lambda_2)(n^2 - \sin^2 \alpha)^{\frac{1}{2}}}. \quad (7)$$

Используя экспериментальные данные, полученные из анализа максимумов и минимумов в спектрах пропускания-отражения для двух различных углов падения, мы можем не только определить показатель преломления пленки образца, но и рассчитать дисперсию показателя в достаточно широком диапазоне углов. В соотношении (7) λ_1 и λ_2 – это длины волн максимумов/минимумов интерференции в спектре пропускания-отражения, N – порядок интерференции, n – показатель преломления пленки, α – угол падения излучения на пленку. Выбирая различные углы падения, мы можем получить достаточное количество точек для построения дисперсионной зависимости показателя преломления пленки от длины волны. На рис. 4 приведены расчетные значения (точки) показателя преломления для исследованных структур $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}$, а также аппроксимированные сплайном зависимости.

При проведении расчета мы полагали, что в пределах изменения длины волны показатель преломления изменяется незначительно. В нашей работе, исходя из экспериментальных данных, это допущение начинает играть заметную роль в дальневолновой области спектра.

Хорошо заметно, что величина показателя преломления эпитаксиальных пленок образцов #S1 и #S2 растет с уменьшением длины волны, что совпадает с уже имеющимися экспериментальными и теоретическими данными [27–29]. Однако в отличие от неупорядоченных твердых растворов с составом $x \sim 0.50$, для которых в области энергий 1.3–2.5 эВ показатель преломления монотонно возрастает и находится на уровне 3–3.5 [27, 28], у образцов #S1 и #S2 в области длин волн ~ 680 нм (1.82 эВ) наблюдается резкий скачок показателя преломления. Этот факт может свидетельствовать о близости фундаментального края поглощения эпитаксиального твердого раствора при указанной длине волны [30, 31].

Что касается дисперсионной зависимости показателя преломления образца #S3, то, как следует из экспериментальных данных, величина показателя преломления пленки $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ также возрастает с уменьшением длины волны. При этом показате-

ль преломления испытывает двойной экстремум. Первый в области длин волн ~ 680 нм (1.82 эВ), а второй в области 590 нм (2.14 эВ). Максимальная величина показателя преломления у образца #S3 составляет $n = 5.45$ на длине волны ~ 680 нм, в то время как близкая к ней величина у неупорядоченного твердого раствора аналогичного состава $x \sim 0.50$ достигается в диапазоне длин волн ~ 330 –340 нм [27].

ОБСУЖДЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ экспериментальных данных, полученных в работе на основе комплекса структурно-спектроскопических исследований, моделирования оптических спектров, а также сравнение полученных нами результатов с данными из ряда литературных источников [1, 7, 9, 13, 15, 32], позволяет сделать следующие заключения о влиянии эффектов атомного упорядочения на свойства эпитаксиальных твердых растворах $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$, выращенных когерентно на подложках $\text{GaAs}(100)$.

Анализируя данные оптических исследований и сравнивая эти результаты с уже имеющимися литературными данными, хорошо видно, что упорядоченное расположение атомов в кристаллической решетке существенно влияет на оптические и электронные свойства таких материалов. По данным ИК-спектроскопии в спектре упорядоченного твердого раствора с высокой степенью порядка не только меняются значения частот основных фононных мод, по сравнению с неупорядоченным твердым раствором аналогичного состава, но появляются дополнительные фононные колебания, сдвинутые в низкочастотную область. Эти данные хорошо согласуются с уже имеющимися теоретическими представлениями об колебательных спектрах в $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ с упорядочением, а также совпадают с аналогичными данными, полученными для твердых растворов $\text{Al}_{0.50}\text{Ga}_{0.50}\text{As}$ с упорядочением [22, 33]. Сравнивая определенную из анализа ИК-спектров отражения величину высокочастотной диэлектрической проницаемости ϵ_∞ эпитаксиальных упорядоченных твердых растворов $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ с аналогичной величиной для неупорядоченных твердых растворов того же состава $x \sim 0.50$ [27, 29], нам впервые удалось показать, что этот параметр у твердого раствора с упорядочением более, чем в 1.5–2 раза выше (см. табл. 2). Также необходимо отметить, что в соответствии с результатами дисперсионного анализа с ростом параметра порядка/дисторсии в твердом растворе из-

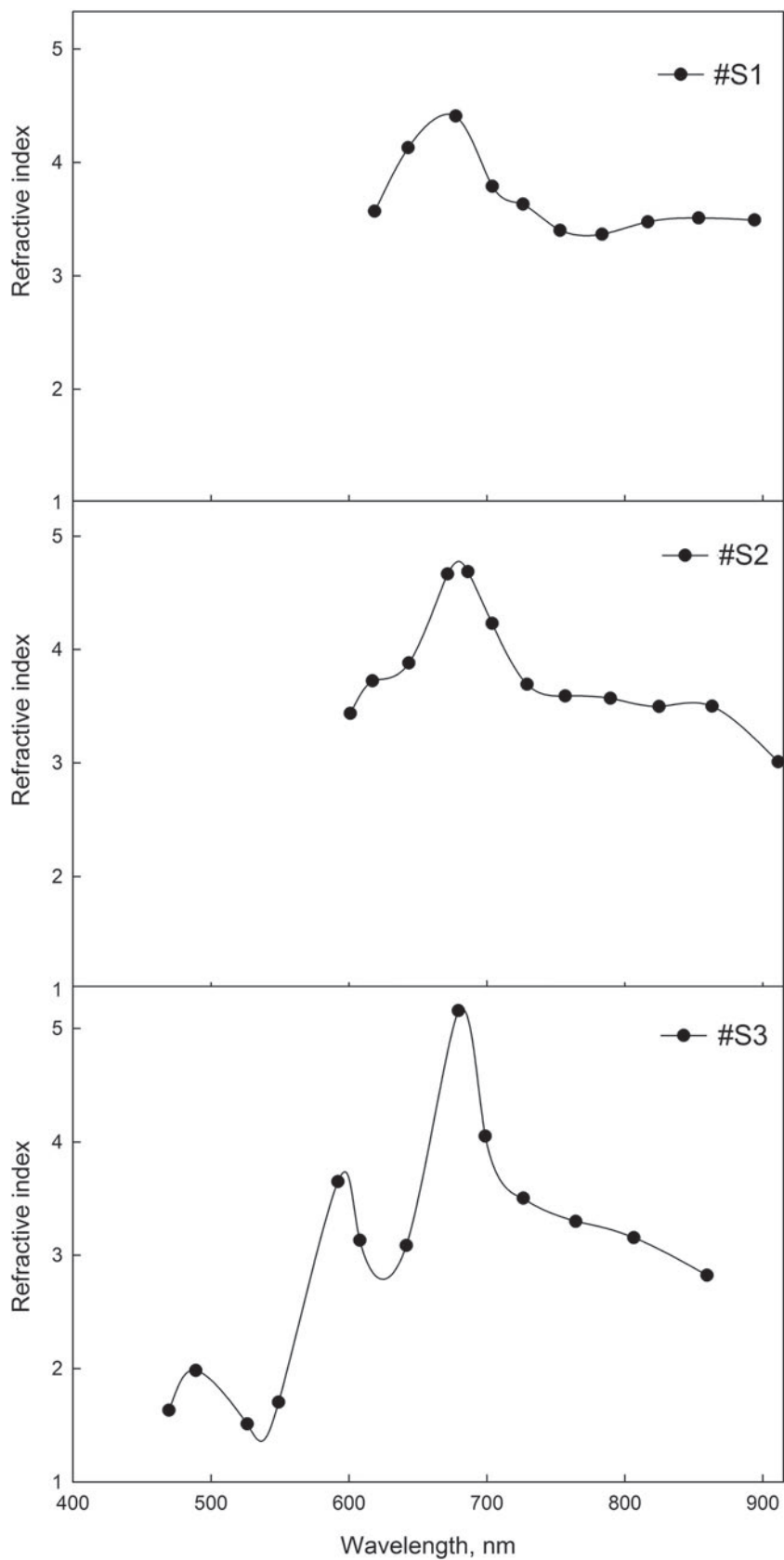


Рис. 4. Дисперсия показателя эпитаксиальных гетероструктур $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}(100)$ с упорядочением в области 190 – 900 нм
[Fig. 4. Dispersion of refractive index in epitaxial ordered $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}(100)$ heterostructures in the range of 190 – 900 nm]

меняются частота и фемтологическое время жизни плазменных колебаний.

Изучение оптических и фотолюминесцентных свойств твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядочением в УФ области подтверждает существующие данные о том, что металлорганическое химическое осаждение паров (MOCVD) не только порождает сильное упорядочение CuPt-B, но обеспечивает хорошую однородность пленки и ее пропускную способность. Определенное нами экспериментально уменьшение энергии запрещенной зоны в упорядоченном твердом растворе $Ga_xIn_{1-x}P$ при заданном уровне дисторсии и факторе порядка хорошо согласуется с данными теоретических исследований [2, 34] и экспериментальными результатами из аналогичных нашей работ [11, 35, 36]. Уменьшение температуры эпитаксии с 700 до 600 °С увеличивает степень порядка в твердых растворах $Ga_xIn_{1-x}P$, усиливает интенсивность фотолюминесценции, а также уменьшает ширину запрещенной зоны, что находится в хорошем согласии с данными из работы М. J. Mori и E. A. Fitzgerald [37], где было проведено аналогичное исследование для температур роста 650 – 750 °С.

До наших исследований ни в одной работе не были приведены сведения о дисперсии показателя преломления твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядочением. Основываясь на результатах нашего расчета исходя из прямых экспериментальных данных, нам впервые удалось показать [см. рис. 4], что величина показателя преломления эпитаксиальных пленок с упорядочением в 1.5–2.5 раза выше аналогичной величины для неупорядоченных твердых растворов того же состава $x \sim 0.50$. При этом максимальная величина показателя преломления у образца с высокой степенью порядка составляет $n = 5.45$ на длине волны ~ 680 нм, тогда как близкая к ней величина у неупорядоченного твердого раствора аналогичного состава $x \sim 0.50$ достигается в диапазоне длин волн ~ 330 – 340 нм.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе комплексом спектроскопических методов изучены свойства эпитаксиальных твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядоченным расположением атомов в кристаллической решетке, выращенных MOCVD 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 уменьшению ширины запрещенной зоны, усилению лю-

минесценции. В работе впервые на основе данных дисперсионного анализа ИК-спектров отражения, а также данных УФ-спектроскопии, полученных в режиме отражения–пропускания определены основные оптические характеристики твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}P$ с упорядочением, а именно: дисперсия коэффициента преломления, высокочастотная диэлектрическая проницаемость. Показано, что все экспериментальные результаты находятся в хорошем согласии с развитыми теоретическими представлениями.

Подводя итоги нашей работы, мы можем сделать заключение о том, что полученные нами результаты подтверждают перспективы и возможности для инженерии запрещенной зоны гетероструктур путем объединения эффектов от тетрагональной дисторсии при эпитаксиальном росте с эффектами атомного упорядочения.

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

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zunger A. // *MRS Bull.*, 1997, vol. 22, pp. 20–26.
2. Wei S-H, Zunger A. // *Phys. Rev. B*, 1994, vol. 49, pp. 14337–14351.
3. Mukherjee K., Deotare P. B., Fitzgerald E. A. // *Appl. Phys. Lett.*, 2015, vol. 106, p. 142109.
4. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Bityutskaya L. A., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *J. Surf. Invest. X-Ray Synchrotron Neutron Tech.*, 2008, vol. 2, pp. 133–136.
5. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Dolgopолоva E. A., Zanin I. E., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., et al. // *Semiconductors*, 2005, vol. 39, pp. 336–342.
6. Seredin P. V., Glotov A. V., Ternovaya V. E., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vavilova L. S., et al. // *Semiconductors*, 2011, vol. 45, pp. 1433–1440.
7. Seredin P. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., Prutskij T. // *Semiconductors*, 2013, vol. 47, pp. 1–6.
8. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., et al. // *Semiconductors*, 2010, vol. 44, pp. 1106–1112.
9. Ahrenkiel S. P., Jones K. M., Matson R. J., Al-Jasim M. M., Zhang Y., Mascarenhas A., et al. // *MRS Proc.*, 1999, p. 583.
10. Laref S., Mezabih S., Abbar B., Bouhafs B., Laref A. // *Phys. B Condens. Matter.*, 2007, vol. 396, pp. 169–176.

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., Zunger A. // *Phys. Rev. B Condens Matter.*, 1990, vol. 41, pp. 8240–8269.
13. Kazuo Uchida, Satoh K., Asano K., Koizumi A., Nozaki S. // *J. Cryst. Growth*, 2013, vol. 370, pp. 136–140.
14. Cheong H. M., Alsina F., Mascarenhas A., Geisz J. F., Olson J. M. // *Phys. Rev. B*, 1997, vol. 56, pp. 1888–1892.
15. Gomyo A., Suzuki T., Iijima S. // *Phys. Rev. Lett.*, 1988, vol. 60, pp. 2645–2648.
16. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Lenshin A. S., Smirnov M. S., Arsenyev I. N., et al. // *Semiconductors*, 2012, vol. 46, pp. 719–729.
17. Seredin P. V., Glotov A. V., Lenshin A. S., Arsenyev I. N., Vinokurov D. A., Prutskij T., et al. // *Semiconductors*, 2014, vol. 48, pp. 21–29.
18. 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.
19. Pagès O., Chafi A., Fristot D., Postnikov A. V. // *Phys. Rev. B*, 2006, vol. 73, p. 165206.
20. Verleur H. W. // *J. Opt. Soc. Am.*, 1968, vol. 58, p. 1356.
21. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsenyev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., et al. // *Semiconductors*, 2010, vol. 44, pp. 184–188.
22. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Lukin A. N., Bityutskaya L. A., Grechkina M. V., Arsenyev I. N., et al. // *Semiconductors*, 2006, vol. 40, pp. 406–413.
23. Chang I. F., Mitra S. S. // *Phys. Rev. B*, 1970, vol. 2, pp. 1215–1216.
24. Adachi S. *Properties of Semiconductor Alloys: Group-IV, III-V and II-VI Semiconductors*. 2009, Chichester, U.K: Wiley, 400 p.
25. Seredin P. V., Lenshin A. S., Kashkarov V. M., Lukin A. N., Arsenyev I. N., Bondarev A. D., et al. // *Mater. Sci. Semicond. Process.*, 2015, vol. 39, pp. 551–558.
26. Seredin P. V., Kashkarov V. M., Arsenyev I. N., Bondarev A. D., Tarasov I. S. // *Phys. B Condens. Matter.*, 2016, vol. 495, pp. 54–63.
27. Schubert M., Gottschalch V., Herzinger C. M., Yao H., Snyder P. G., Woollam J. A. // *J. Appl. Phys.*, 1995, vol. 77, p. 3416.
28. Vyas P. S., Gajjar P. N., Jani A. R. // *J. Phys. Conf. Ser.*, 2014, vol. 500, p. 182042.
29. Boucenna M., Bouarissa N. // *Opt.-Int. J. Light Electron. Opt.*, 2014, vol. 125, pp. 6611–6615.
30. Kuzmenko A. B. // *Rev. Sci. Instrum.*, 2005, vol. 76, pp. 83–108.
31. Lucarini V., Peiponen K.-E., Saarinen J. J., Vartiainen E. M. *Kramers-Kronig Relations in Optical Materials Research*. 2005, vol. 110, Berlin, New York: Springer, 162 p.
32. 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.
33. 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, p. 828.
34. Ferreira L. G., Wei S. H., Zunger A. // *Phys. Rev. B*, 1989, vol. 40, pp. 3197–3231.
35. Ernst P., Geng C., Scholz F., Schweizer H., Zhang Y., Mascarenhas A. // *Appl. Phys. Lett.*, 1995, vol. 67, p. 2347.
36. 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.
37. Mori M. J., Fitzgerald E. A. // *J. Appl. Phys.*, 2009, vol. 105, p. 13107.

OPTICAL PROPERTIES OF EPITAXIAL $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ SOLID SOLUTIONS WITH ATOMIC ORDERING

© 2017 P. V. Seredin¹, A. S. Lenshin¹, A. N. Lukin¹, I. N. Arsenyev², 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: arsenyev@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

Received 10.05.2017

Abstract. Using a set of spectroscopic methods, the properties of epitaxial $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ alloys with the ordered arrangement of the atoms in a crystal lattice grown by MOCVD on single-crystalline GaAs (100) substrates were studied. Based on the data of the dispersion analysis for IR reflection spectra

and UV-spectroscopy data obtained in transmittance-reflection mode, the basic optical characteristics of the ordered $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ alloys were determined for the first time, i.e. dispersion of the refractive coefficient and high-frequency dielectric permeability.

The study of the optical and photoluminescence properties of the ordered $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ alloys in the UV spectral range confirms previous data that the metal-organic chemical deposition of the vapors (MOCVD) not only gives rise to a strong CuPt-B type ordering, but also ensures a good uniformity of the film and its transmission capacity. A decrease in the band gap energy on the ordered $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ alloy determined in our experiments at the specified level of distortion and factor of the order is in good agreement with the theoretical data and similar experimental studies.

Comparing the value of high-frequency dielectric permeability ϵ_∞ for the epitaxially ordered $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ alloys with that for the disordered alloys of the same composition $x \sim 0.50$ determined from the analysis of IR reflection spectra, it was shown for the first time that this parameter for the ordered alloy was 1.5–2 times higher. Also it was shown that the refractive index for the epitaxial films with ordering is 1.5–2.5 times higher than that for disordered values of the same composition $x \sim 0.50$. Moreover, the maximum value of refractive index for the sample with a high degree of order was $n = 5.45$ at the wavelength of ~ 680 nm, while the close value for the disordered alloy with a similar composition of $x \sim 0.50$ was attained in the wavelengths in the range of ~ 330 – 340 nm.

Keywords: solid solutions $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$, atomic ordering, IR-spectroscopy, UV-spectroscopy.

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.

Experimental studies were carried out with the help of the scientific and technical base of Voronezh State University Centre for Collective Use of Scientific Equipment.

REFERENCES

- Zunger A. *MRS Bull*, 1997, vol. 22, pp. 20–26. DOI: 10.1557/S0883769400033364.
- Wei S-H, Zunger A. *Phys. Rev. B*, 1994, vol. 49, pp. 14337–14351. DOI: 10.1103/PhysRevB.49.14337.
- Mukherjee K., Deotare P. B., Fitzgerald E. A. *Appl. Phys. Lett.*, 2015, vol. 106, p. 142109. DOI: 10.1063/1.4917254.
- Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Bituytskaya 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.
- 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. DOI: 10.1134/1.1882797.
- Seredin P. V., Glotov A. V., Ternovaya V. E., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vavilova L. S., et al. *Semiconductors*, 2011, vol. 45, pp. 1433–1440. DOI: 10.1134/S1063782611110236.
- Seredin P. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., Prutskij T. *Semiconductors*, 2013, vol. 47, pp. 1–6. DOI: 10.1134/S106378261301020X.
- Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., et al. *Semiconductors*, 2010, vol. 44, pp. 1106–1112. DOI: 10.1134/S1063782610080270.
- 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.
- Laref S., Mezabih S., Abbar B., Bouhaf B., Laref A. *Phys. B Condens. Matter.*, 2007, vol. 396, pp. 169–176. DOI: 10.1016/j.physb.2007.03.033.
- Ernst P., Geng C., Scholz F., Schweizer H. *Phys. Status Solidi B*, 1996, vol. 193, pp. 213–229. DOI: 10.1002/pssb.2221930123.
- Wei S-H., Ferreira L. G., Zunger A. *Phys. Rev. B. Condens Matter.*, 1990, vol. 41, pp. 8240–8269.
- Kazuo Uchida, Satoh K., Asano K., Koizumi A., Nozaki S. *J. Cryst. Growth*, 2013, vol. 370, pp. 136–140. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2012.09.054.
- Cheong H. M., Alsina F., Mascarenhas A., Geisz J. F., Olson J. M. *Phys. Rev. B*, 1997, vol. 56, pp. 1888–1892. DOI: 10.1103.
- Gomyo A., Suzuki T., Iijima S. *Phys. Rev. Lett.*, 1988, vol. 60, pp. 2645–2648. DOI: 10.1103.
- Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Lenshin A. S., Smirnov M. S., Arsent'ev I. N., et al. *Semiconductors*, 2012, vol. 46, pp. 719–729. DOI: 10.1134/S106378261206019X.
- Seredin P. V., Glotov A. V., Lenshin A. S., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Prutskij T., et al. *Semiconductors*, 2014, vol. 48, pp. 21–29. DOI: 10.1134/S1063782614010217.
- 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. DOI: 10.1016/j.physb.2010.07.026.
- Pageès O., Chafi A., Fristot D., Postnikov A. V. *Phys. Rev. B*, 2006, vol. 73, p. 165206. DOI: 10.1103/PhysRevB.73.165206.

20. Verleur H. W. *J. Opt. Soc. Am.*, 1968, vol. 58, p. 1356. DOI: 10.1364/JOSA.58.001356.
21. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsenyev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., et al. *Semiconductors*, 2010, vol. 44, pp. 184–188. DOI: 10.1134/S1063782610020089.
22. 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.
23. Chang I. F., Mitra S. S. *Phys. Rev. B*, 1970, vol. 2, pp. 1215–1216. DOI: 10.1103/PhysRevB.2.1215.
24. Adachi S. *Properties of Semiconductor Alloys: Group-IV, III-V and II-VI. Semiconductors*. 2009, Chichester, U.K: Wiley, 400 p.
25. Seredin P. V., Lenshin A. S., Kashkarov V. M., Lukin A. N., Arsentiev I. N., Bondarev A. D., et al. *Mater. Sci. Semicond. Process.*, 2015, vol. 39, pp. 551–558. DOI: 10.1016/j.mssp.2015.05.067.
26. Seredin P. V., Kashkarov V. M., Arsenyev I. N., Bondarev A. D., Tarasov I. S. *Phys. B Condens. Matter.*, 2016, vol. 495, pp. 54–63. DOI: 10.1016/j.physb.2016.04.044.
27. Schubert M., Gottschalch V., Herzinger C. M., Yao H., Snyder P. G., Woollam J. A. *J. Appl. Phys.*, 1995, vol. 77, p. 3416. DOI: 10.1063/1.358632.
28. Vyas P. S., Gajjar P. N., Jani A. R. *J. Phys. Conf. Ser.*, 2014, vol. 500, p. 182042. DOI: 10.1088/1742-6596/500/18/182042.
29. Boucenna M., Bouarissa N. *Opt.-Int. J. Light Electron. Opt.*, 2014, vol. 125, pp. 6611–6615. DOI: 10.1016/j.ijleo.2014.08.112.
30. Kuzmenko A. B. *Rev. Sci. Instrum.*, 2005, vol. 76, pp. 83–108. DOI: 10.1063/1.1979470.
31. Lucarini V., Peiponen K.-E., Saarinen J. J., Vartiainen E. M. *Kramers-Kronig Relations in Optical Materials Research*. 2005, vol. 110, Berlin, New York: Springer, 162 p. DOI: 10.1007/b138913
32. 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.
33. 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, p. 828. DOI: 10.1002/sia.2306.
34. Ferreira L. G., Wei S. H., Zunger A. *Phys. Rev. B*, 1989, vol. 40, pp. 3197–3231. DOI: 10.1103/PhysRevB.40.3197.
35. Ernst P., Geng C., Scholz F., Schweizer H., Zhang Y., Mascarenhas A. *Appl. Phys. Lett.*, 1995, vol. 67, p. 2347. DOI: 10.1063/1.114340.
36. 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.
37. Mori M. J., Fitzgerald E. A. *J. Appl. Phys.*, 2009, vol. 105, p. 13107. DOI: 10.1063/1.3037240.

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

Леньшин Александр Сергеевич – к. ф.-м. н., с. н. с. ФТТ и НС, Воронежский государственный университет; e-mail: lenshinas@phys.vsu.ru

Лукин Анатолий Николаевич – к. ф.-м. н., доцент ФТТ и НС, Воронежский государственный университет; e-mail: alukin@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: lenshinas@phys.vsu.ru

Lukin Anatoly N. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Lecture, Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; e-mail: alukin@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; prutskiy@yahoo.com