

## Структурные и спектральные особенности МОС-гидридных твердых растворов $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}/GaAs(100)$

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

Воронежский государственный университет,  
394006 Воронеж, Россия

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

(Получена 23 ноября 2011 г. Принята к печати 28 ноября 2011 г.)

Исследовались МОС-гидридные эпитаксиальные гетероструктуры на основе пятикомпонентных твердых растворов  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$ , выращенные в области составов изопериодических GaAs. Методами рентгеновской дифракции и атомно-силовой микроскопии показано, что на поверхности гетероструктур присутствуют наноразмерные объекты, имеющие форму островков, которые могут выстраиваться на поверхности твердого раствора в линейном направлении. На основании расчетов параметров кристаллической решетки с учетом внутренних напряжений можно предположить, что новое соединение является фазой на основе твердого раствора  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$ .

### 1. Введение

Развитие эпитаксиальных методов роста, в частности метода МОС-гидридной эпитаксии, позволяет создавать уникальные полупроводниковые гетероструктуры на основе твердых растворов  $A^{III}B^V$ . Комбинации бинарных полупроводниковых анионных соединений, таких как GaAs, AlAs, InAs, GaP, InP, AlP, позволяют получить гетеропереходы, чьи электрофизические свойства легко управляемы за счет изменений композиционного состава твердого раствора [1]. За счет вариации технологических условий с учетом требуемых электрофизических свойств, предъявляемых к гетеропереходу, существует возможность получения твердых растворов изопериодических различным подложкам, что является огромным достоинством таких структур. Но если прогресс в технологии эпитаксиального роста гетероструктур на основе трех и даже четырех компонентных, к примеру,  $Ga_xIn_{1-x}As_yP_{1-y}$ , твердых растворов уже достаточно велик и в литературе приводится большое количество статей, посвященных уникальным и интересным свойствам этих соединений, то исследования гетероструктур на основе пятикомпонентных твердых растворов являются крайне редкими. В то же время пятикомпонентная система твердых растворов обладает дополнительной степенью свободы относительно четырех компонентных и трехкомпонентных структур. Это в свою очередь позволяет получать структуры с более корректными характеристиками. Появляется возможность не только варьировать ширину запрещенной зоны, находясь в области прямозонных составов, но и в достаточно широких пределах составов согласовывать слои по периоду решетки и коэффициенту температурного расширения [2].

На сегодняшний день известно, что на основе  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$  могут быть получены лазерные

диоды, исключая необходимость контроля их рабочей температуры вплоть до 150°C [3]. Кроме того, излучение лазера на основе твердых растворов  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$  можно варьировать между оранжевым и инфракрасным диапазонами, выбирая соответствующие соотношения атомов в металлической (Al : Ga : In) и неметаллической (As : P) подрешетках [4]. Так же полагают, что нанопровода, сформированные на основе сложного полупроводникового соединения  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$ , обладающего низкой плотностью поверхностных состояний, могут быть использованы для интеграции  $A^{III}B^V-Si$  [5]. Все это делает оптоэлектронные системы на основе  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$  чрезвычайно востребованными. Однако наличие пятого компонента в твердом растворе влечет за собой большие сложности, связанные как с изготовлением, так и с моделированием свойств таких гетероструктур, что в свою очередь находит свое отражение в понимании взаимосвязей между технологией роста и структурными, оптическими и морфологическими свойствами гетероструктур на основе многокомпонентных соединений.

К тому же одним из недостатков многокомпонентных соединений на основе  $A^{III}B^V$  является образование структурных неоднородностей при росте тонких полупроводниковых пленок. С одной стороны, их возникновение существенно сказывается на качестве и свойствах наноразмерных эпитаксиальных слоев, приводя к ухудшению требуемых от гетероструктуры свойств за счет снижения качества эпитаксиальных слоев. С другой стороны, вышеупомянутый недостаток является неоспоримым преимуществом полупроводниковых твердых растворов, поскольку спонтанное возникновение в них периодически упорядоченных структур как на поверхности, так и в эпитаксиальных пленках позволяет получить новые структурные, электронные и оптические свойства, отличающиеся от аналогичных, собствен-

<sup>¶</sup> E-mail: paul@phys.vsu.ru

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

ных для гетеропереходов на неупорядоченных твердых растворах.

Эта возможность охватывает широкий круг явлений в физике твердого тела и полупроводниковой технологии. Возникновение самоупорядоченных наноструктур принадлежит к более широкому классу фундаментальных явлений самоорганизации в конденсированных средах. Взрыв интереса к данной области связан с необходимостью получения полупроводниковых наноструктур с характерными размерами 1–100 нм, а спонтанное упорядочение наноструктур позволяет получать включения узкозонных полупроводников в широкозонной матрице и тем самым создавать локализирующий потенциал для носителей тока. Периодические структуры таких включений могут образовывать сверхрешетки, состоящие из квантовых ям, проволок или точек. Явления спонтанного возникновения наноструктур создают основу для новой технологии получения упорядоченных массивов квантовых проволок и квантовых точек — базу для опто- и микроэлектроники нового поколения [6].

Возникновение в эпитаксиальных слоях квантово-размерных неоднородностей может быть приписано нескольким механизмам: неоднородному объединению атомов во время роста твердого раствора в толще раствора при его спинодальном распаде [7,8], атомной диффузии на поверхности во время роста, вызванной неоднородностью деформации в результате релаксации напряжений с последующим возникновением шероховатости поверхности, а также послеростовой взаимной атомной диффузии. С другой стороны, возникновение спонтанного упорядочения в сплавах твердых растворов может возникнуть и за счет вариаций электронных свойств в гетеропереходах во время роста эпитаксиальной пленки. Но если появление наноразмерных неоднородностей и сверхструктурных фаз упорядочения в тройных и четверных твердых растворах на основе  $A^{III}B^V$  является установленным фактом, хотя далеко не изученным, то возникновение такого рода явлений в многокомпонентных соединениях вообще не обсуждалось.

Понятно, что полупроводниковые эпитаксиальные гетероструктуры, содержащие квантово-размерные неоднородности, представляют достаточно сложные объекты для исследований. Их структура и свойства находятся в сильной зависимости от технологии получения. Поэтому высокую практическую ценность имеет определение параметров решеток, частот оптических и интерфейсных фононов в системах с неоднородностями, в том числе квантово-размерных, перспективных с точки зрения создания на их основе устройств оптоэлектроники, а также изучение строения наноразмерных объектов в зависимости от условий формирования и управление их свойствами. Поэтому целью нашей работы стало исследование структуры и морфологии поверхности, а также оптических свойств в инфракрасном (ИК) диапазоне МOCVD-гетероструктур на основе твердых растворов  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$ , изопериодических с GaAs.

**Таблица 1.** Задаваемый состав пятикомпонентных твердых растворов  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$

Номер образца	Расчетный состав твердого раствора
EM2160	$Al_{0,38}Ga_{0,57}In_{0,05}As_{0,90}P_{0,10}$
EM2170	$Al_{0,392}Ga_{0,588}In_{0,02}As_{0,90}P_{0,10}$
EM2175	$Al_{0,388}Ga_{0,582}In_{0,03}As_{0,90}P_{0,10}$
EM2176	$Al_{0,243}Ga_{0,727}In_{0,03}As_{0,90}P_{0,10}$

## 2. Объекты и методы исследования

Пятикомпонентные твердые растворы  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$  выращивались на установке МOC-гидридной эпитаксии EMCORE GS 3/100 в вертикальном реакторе с высокой скоростью вращения подложкодержателя на подложках GaAs(100) марки АГЧТ (легированные теллуром  $\sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ). Температура эпитаксии составляла  $750^\circ\text{C}$ , давление в реакторе 77 Торр, скорость вращения 1000 об/мин. Толщина эпитаксиального слоя твердого раствора  $\sim 1 \text{ мкм}$ .

Поскольку для данной системы пятикомпонентных твердых растворов не определены энергетическая диаграмма и область несмешиваемости, для исследований выбирались составы твердого раствора вблизи тройного твердого раствора  $Al_xGa_{1-x}As$ . Ожидалось, что введение в слой  $Al_xGa_{1-x}As$  небольших добавок In и P позволит отодвинуть область перехода к непрямоугольным составам в сторону больших составов с тем, чтобы достичь улучшения оптических свойств широкозонных материалов, но при этом избежать сложностей с гетеропереходами, которые проявляются в случае использования твердых растворов  $(AlGa)_{0,51}In_{0,49}P$  [9]. Состав твердого раствора задавался исходя из соотношения концентраций элементов в газовой фазе на основе данных по составам и скоростям роста тройных твердых растворов  $Al_xGa_{1-x}As$  и  $Ga_{0,51}In_{0,49}P$ . Однако коэффициенты сегрегации элементов могут отличаться в зависимости от общего состава газовой фазы, что соответственно приводит к погрешности в определении состава твердого раствора. Задаваемые составы для твердых растворов  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$  отображены в табл. 1.

Структурное качество гетероструктур и определение параметров решеток твердых растворов проводили с использованием рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН-4-07 на  $CoK\alpha_{1,2}$ -излучении. ИК спектры отражения от гетероструктур были получены с использованием ИК Фурье-спектрометра Vertex-70 Bruker. Изучение морфологии поверхности было проведено методом атомно-силовой микроскопии 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. Фотолюминесценция гетероструктур в области 750–1000 нм возбуждалась полупроводниковым лазер-

**Таблица 2.** Данные рентгеновского микроанализа и рентгеноструктурного анализа твердых растворов (ТР)  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$ 

Образец	Состав ТР (микроанализ), ат.%	Параметр решетки ТР в соответствии с законом Вегарда, Å	Уточненный состав ТР, ат.%	Параметр решетки ТР, Å	Коэффициент деформации, $\epsilon_r$
EM2160	$x = 0.354$ $y = 0.592$ $z = 0.928$	5.6626	$x = 0.354$ $y = 0.594$ $z = 0.928$	5.6617	0.0015
EM2170	$x = 0.368$ $y = 0.612$ $z = 0.890$	5.6408	$x = 0.368$ $y = 0.612$ $z = 0.890$	5.6408	-0.0022
EM2175	$x = 0.360$ $y = 0.598$ $z = 0.903$	5.6525	$x = 0.360$ $y = 0.618$ $z = 0.903$	5.6443	-0.0016
EM2176	$x = 0.234$ $y = 0.734$ $z = 0.914$	5.6501	$x = 0.234$ $y = 0.743$ $z = 0.914$	5.6463	-0.0012

ным модулем KLM-660/80 с длиной волны 660 нм и мощностью 80 мкВт, а в области 600–800 нм полупроводниковым лазером с длиной волны 532 нм и мощностью 100 мкВт и регистрировалась с использованием дифракционного монохроматора МДР-4 и фотоприемника на основе ПЗС камеры с линейкой Toshiba TCD1304DG. Измерения проводились при температуре жидкого азота.

### 3. Результаты исследований и их обсуждение

#### 3.1. Рентгеноструктурные исследования

Методом рентгеновского микроанализа с использованием приставки к электронному микроскопу JEOL мы уточнили концентрации элементов, входящих в состав пятикомпонентных твердых растворов  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$ . Стоит отметить, что глубина микроанализа значительно больше толщины эпитаксиальной пленки ( $\sim 1$  мкм), за счет чего в данные о концентрациях может закладываться небольшая ошибка, так как твердый раствор и монокристаллическая подложка содержат атомы галлия и мышьяка. 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. Уточненные в соответствии с таким допущением данные рентгеновского микроанализа приведены в табл. 2.

Изучение структурного качества исследуемых в работе образцов гетероструктур мы проводили по профилям дифракционных линий (600) в интервале углов 139–146°. Точность определения межплос-

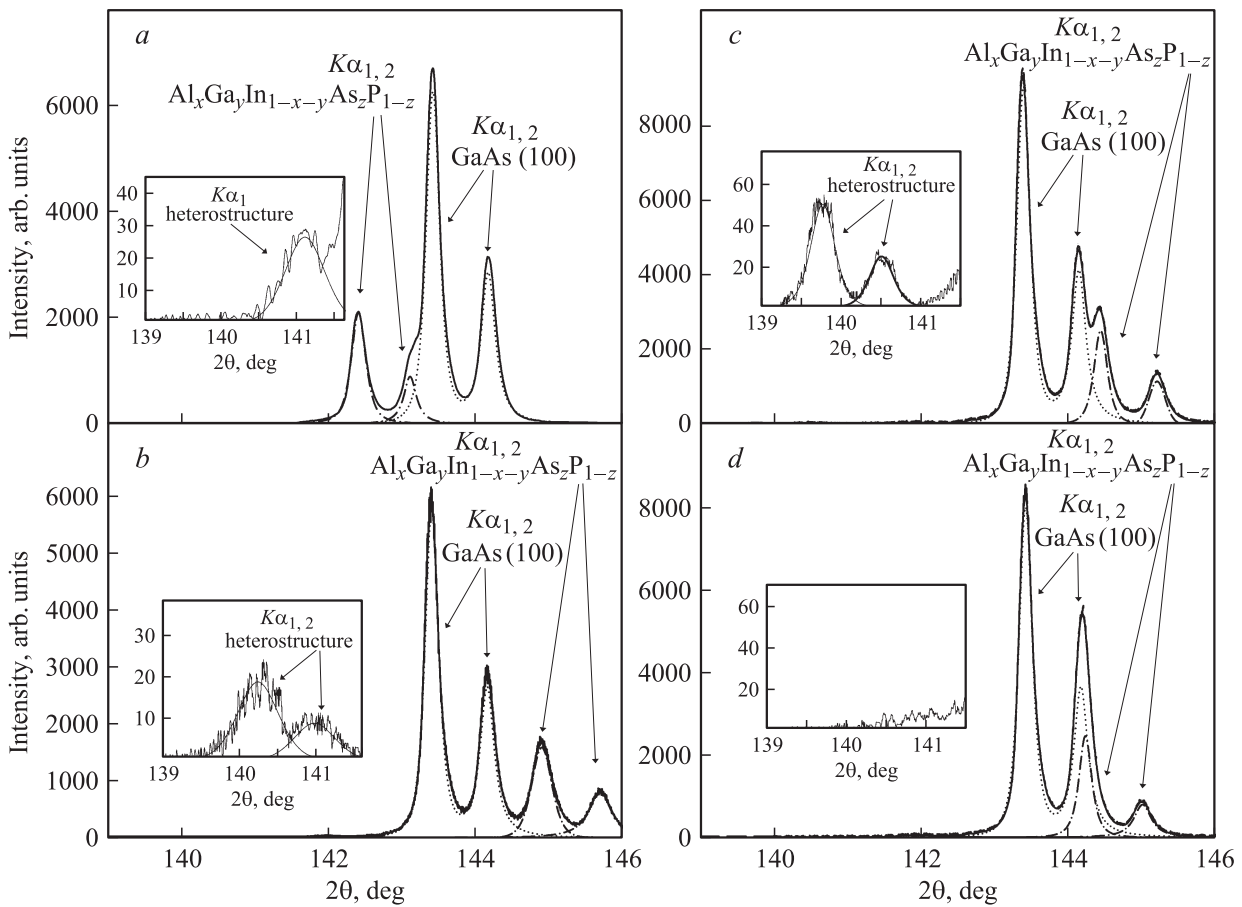
костных расстояний и параметров решетки составляла  $\sim 0.0001$  Å. На рис. 1, *a–d* сплошной линией приведены экспериментальные профили рентгеновской дифракции от эпитаксиальных гетероструктур  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}/GaAs(100)$ . Как видно из рисунка, общий профиль дифракции (600) образован наложением двух  $K\alpha_{1,2}$ -дублетов. Первый дублет, получаемый от монокристаллической подложки GaAs(100), и второй от твердого раствора  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$ . Однако если для образца EM2160 дифракция от эпитаксиальной пленки смещена в сторону меньших углов, что свидетельствует о большем, чем у GaAs, параметре решетки, то у остальных образцов (EM2170, EM2175, EM2176)  $K\alpha_{1,2}$ -дублет от твердого раствора сдвинут относительно дублета подложки в сторону больших углов, что свидетельствует об уменьшении параметра кристаллической решетки по отношению к параметру GaAs.

Разделение дублетов и моделирование профилей дифракции проводили по отлаженной методике [10] с помощью программного пакета SignalPlot 10, позволившего, используя различные аналитические функции, минимизировать погрешности. Эти результаты моделирования приведены на рис. 1, *a–d*. По результатам разложения были определены углы брегговской дифракции и межплоскостные расстояния для компонент гетероструктур (см. табл. 2).

Постоянная решетки твердых растворов  $a^v$  с учетом упругих напряжений в гетероэпитаксиальном слое в соответствии с линейной теорией упругости может быть рассчитана как [10]:

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

где  $\nu$  — коэффициенты Пуассона для эпитаксиальных слоев,  $a^\perp$  и  $a^\parallel$  — перпендикулярная и параллельная составляющие параметра решетки. Учитывая то, что при



**Рис. 1.** Профили рентгеновской дифракции (600) от гетероструктур на основе  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$ : *a* — EM2160, *b* — EM2170, *c* — EM2175, *d* — EM2176. На вставках приведена дополнительная дифракция (600) от пятикомпонентного твердого раствора  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$ .

росте изопериодических GaAs пятерных твердых растворов достигается хорошее согласование параметров кристаллической решетки, параллельная составляющая параметра решетки твердого раствора  $a^{\parallel}$  в (1) может быть заменена параметром решетки GaAs. Таким образом, выражения для параметра решетки эпитаксиальных слоев  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$  могут быть записаны в следующем виде:

$$a_{Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}}^{\perp} = a_{Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}}^{\parallel} \times \frac{1 - \nu_{Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}}}{1 + \nu_{Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}}} + a_{GaAs}^{\perp} \frac{2\nu_{Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}}}{1 + \nu_{Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}}}. \quad (2)$$

Считается, что изменение постоянной решетки в зависимости от содержания атомов в твердых растворах на основе  $A^{III}B^V$  подчиняется закону Вегарда [11]. Литературные данные дают неоднозначные сведения о характере закона (линейном или нелинейном) для полупроводниковых твердых растворов на основе различных систем бинарных соединений  $A^{III}B^V$ . Понятно, что различного рода нелинейности могут быть вызваны особенностями роста и введением в твердые растворы различного рода

дефектов. Поэтому для определения состава четверного твердого раствора  $Ga_xIn_{1-x}As_yP_{1-y}$  вводят зависимость ширины запрещенной зоны от состава, которая очень близка к линейной, но может и существенно отличаться от нее [12], проявляя экстремум или излом при определенном соотношении между компонентами и тем самым внося некоторую нелинейность в линейный закон Вегарда. Однако, ввиду того, что исследуемые нами образцы гетероструктур получены в области составов изопериодических GaAs и с целью упрощения расчетов, мы будем полагать, что зависимость различных параметров для пятикомпонентных твердых растворов  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$  будет линейной.

Чтобы рассчитать закон Вегарда для системы твердых растворов  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$  изначально через тройные, а затем через бинарные соединения, применим тот же подход, что используется для определения зависимости параметра решетки  $Ga_xIn_{1-x}As_yP_{1-y}$  от концентрации атомов [13]:

$$a_{Ga_xIn_{1-x}As_yP_{1-y}} = a_{InAs_yP_{1-y}} + x(a_{GaAs,P_{1-y}} - a_{InAs_yP_{1-y}}). \quad (3)$$

Таким образом, для пятикомпонентного твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  получим:

$$\begin{aligned} a_{\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}} &= xa_{\text{AlAs}_z\text{P}_{1-z}} + ya_{\text{GaAs}_z\text{P}_{1-z}} \\ &+ (1-x-y)a_{\text{InAs}_z\text{P}_{1-z}} = a_{\text{InP}} + x(a_{\text{AlP}} - a_{\text{InP}}) \\ &+ y(a_{\text{GaP}} - a_{\text{InP}}) + z(a_{\text{InAs}} - a_{\text{InP}}) \\ &+ xz(a_{\text{AlAs}} + a_{\text{InP}} - a_{\text{AlP}} - a_{\text{InAs}}) \\ &+ yz(a_{\text{GaAs}} + a_{\text{InP}} - a_{\text{InAs}} - a_{\text{GaP}}) = 5.8687 - 0.4387x \\ &- 0.4182y + 0.1896z + 0.0414xz + 0.01315yz. \quad (4) \end{aligned}$$

Для записи закона Вегарда (4) были использованы значения параметров решетки бинарных соединений, приведенные в работе [14]:  $a_{\text{AlP}} = 5.4635 \text{ \AA}$ ,  $a_{\text{AlAs}} = 5.6614 \text{ \AA}$ ,  $a_{\text{GaP}} = 5.4508 \text{ \AA}$ ,  $a_{\text{GaAs}} = 5.65325 \text{ \AA}$ ,  $a_{\text{InP}} = 5.8687 \text{ \AA}$ ,  $a_{\text{InAs}} = 6.0583 \text{ \AA}$ .

Аналогично, предполагая линейный характер зависимости коэффициентов Пуассона от концентрации атомов в твердом растворе, можем получить следующее соотношение:

$$\begin{aligned} \nu_{\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}} &= \nu_{\text{InP}} + x(\nu_{\text{AlP}} - \nu_{\text{InP}}) + y(\nu_{\text{GaP}} - \nu_{\text{InP}}) \\ &+ z(\nu_{\text{InAs}} - \nu_{\text{InP}}) + xz(\nu_{\text{AlAs}} + \nu_{\text{InP}} - \nu_{\text{AlP}} - \nu_{\text{InAs}}) \\ &+ yz(\nu_{\text{GaAs}} + \nu_{\text{InP}} - \nu_{\text{InAs}} - \nu_{\text{GaP}}) = 0.359 - 0.59x \\ &- 0.053y - 0.007z + 0.031xz + 0.013yz. \quad (5) \end{aligned}$$

Значения коэффициентов Пуассона для бинарных соединений были взяты из работы [14] и составили:  $\nu_{\text{AlP}} = 0.300$ ,  $\nu_{\text{AlAs}} = 0.324$ ,  $\nu_{\text{GaP}} = 0.306$ ,  $\nu_{\text{GaAs}} = 0.312$ ,  $\nu_{\text{InP}} = 0.359$ ,  $\nu_{\text{InAs}} = 0.352$ .

Использование соотношений (2) и (5), а также результатов разложения профилей дифракции (600) (см. табл. 2) может позволить нам определить параметры кристаллической решетки пятикомпонентных твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  с учетом внутренних напряжений. Кроме того, предполагая выполнение линейного характера закона Вегарда для системы твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ , полученных изопериодичными GaAs, можно определить точные концентрации элементов входящих в состав твердых растворов. Для этого достаточно найти минимум системы уравнений (2) и (4), причем первым приближением в расчетах выступают малые изменения концентраций, относительно тех, что были уточнены нами методом микроанализа. Такое моделирование удобно провести с использованием встроенных функций математического пакета MathCad.

Как видно из полученных в результате моделирования данных (см. табл. 2), рассчитанные концентрации элементов в твердом растворе лежат в пределах нескольких ат.% от тех, что были определены методом микроанализа, и порой значительно отличаются от задаваемых на этапе синтеза. Понятно, что лишь точное управление

**Таблица 3.** Параметр решетки в направлении роста  $a^\perp$  для наноразмерных неоднородностей на основе твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$

Образец	Параметр решетки $a^\perp$ , Å
EN2160	5.6919
EM2170	5.7069
EM2175	5.7149
EM2176	—

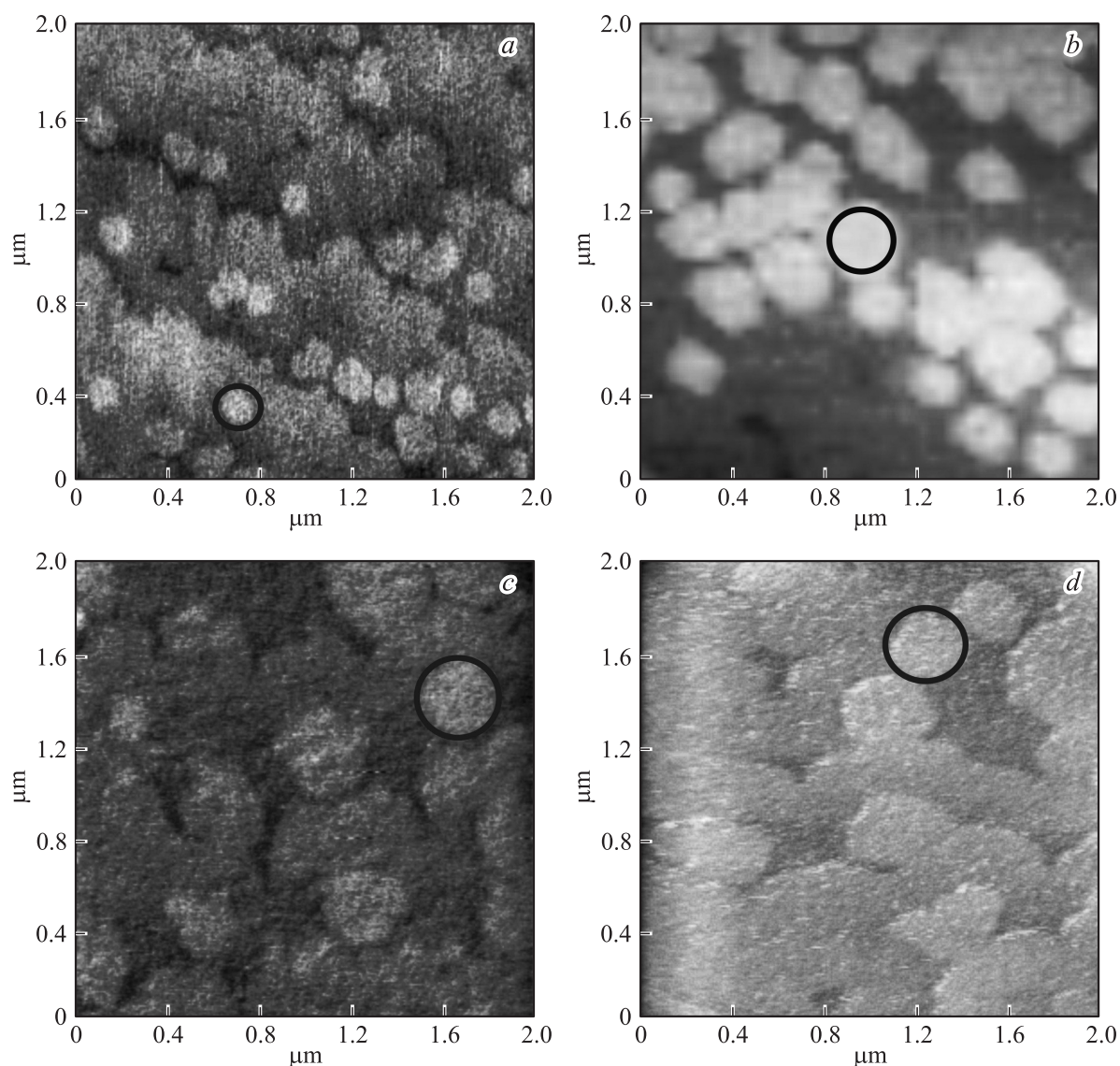
технологическими параметрами роста позволит получить высококачественные и изопериодические подложки твердые растворы, поскольку изменение концентраций элементов, входящих в состав пленки в пределах долей ат.%, в соответствии с законом Вегарда (3) может существенно изменить параметр кристаллической решетки синтезируемого соединения и в результате не удастся не получить требуемых электронных и оптических свойств гетероструктуры.

В случае эпитаксиального роста кристалла кубической сингонии и ориентации (100) коэффициент деформации эпитаксиального твердого раствора из-за рассогласования параметров пленки и подложки может быть определен следующим образом [13]:

$$\varepsilon_r = \frac{a^v - a_{\text{sub}}}{a_{\text{sub}}}, \quad (6)$$

где  $a^v$  — параметр решетки с учетом внутренних напряжений,  $a_{\text{sub}}$  — параметр решетки монокристаллической подложки. Рассчитанные коэффициенты деформации приведены в табл. 2.

Проводя более детальное изучение дифракции от пятикомпонентных твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ , мы заметили, что у трех гетероструктур рядом с основной высокоинтенсивной дифракцией (600) (см. рис. 1,  $a-d$ ) присутствует дополнительный  $K\alpha_{1,2}$ -дублет, приведенный на вставках к рис. 1,  $a-d$ . Интенсивность дополнительной дифракции на 3 порядка ниже, чем дифракция от твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ . Кроме того, дополнительная дифракция смещена в сторону меньших брэгговских углов, что свидетельствует о большем по отношению к основной дифракции параметре решетки. Параметр кристаллической решетки дополнительной фазы в направлении эпитаксиального роста приведен в табл. 3. Также стоит отметить, что для гетероструктуры EM2160 с твердым раствором, имеющим параметр решетки больший, чем у подложки GaAs, смещение дополнительной  $K\alpha_{1,2}$ -дублета в сторону меньших углов не такое сильное, как для гетероструктур EM2170 и EM2175 с твердым раствором, имеющим параметр решетки, меньший, чем у GaAs. В соответствии с (1) и (2) такая разница в угловом смещении дифракции может быть объяснена различием во внутренних напряжениях кристаллической



**Рис. 2.** Сечение поверхности эпитаксиальных гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{GaAs}(100)$ : *a* — EM2160, *b* — EM2170, *c* — EM2175, *d* — EM2176. Наноразмерные неоднородности для каждой гетероструктуры выделены окружностями.

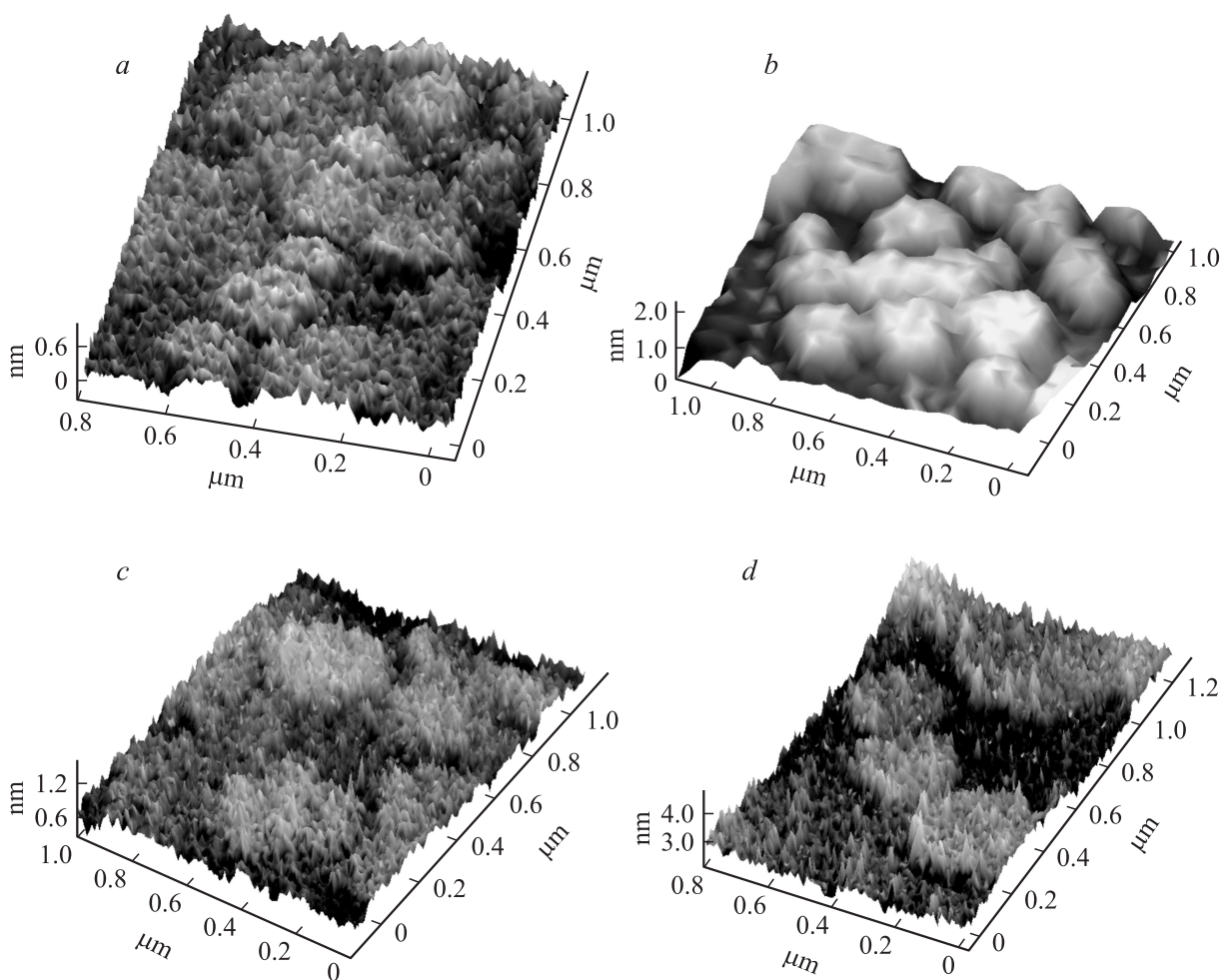
решетки твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  и новой фазы, от которой появляется дополнительный  $K\alpha_{1,2}$ -дублет. Таким образом, чем больше рассогласование решеток у твердого раствора, который является основой для роста новой фазы и самой новой фазой, тем сильнее сдвигается  $K\alpha_{1,2}$ -дублет в сторону меньших углов.

Анализируя концентрации атомов, содержащихся в твердых растворах гетероструктур, в которых обнаружено появление новой фазы, можно говорить о том, что основу твердых растворов этих гетероструктур составляют алюминий, галлий и мышьяк (более 90 ат.% в каждой из подрешеток соответственно). Остальные 10–15 ат.% — это суммарно атомы индия и фосфора. Таким образом, можно предположить, что выделившаяся новая фаза является материалом на основе твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ .

### 3.2. Атомно-силовая микроскопия

Предполагая, что появление в эпитаксиальных пленках дополнительной фазы с параметром решетки, большим, чем у основного твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ , найдет свое отражение в особенностях морфологии поверхности, нами были проведены исследования гетероструктур методом атомно-силовой микроскопии.

На рис. 2, 3 приведены 3D изображения характерных микроучастков гетероструктур и сечения их поверхности. Результаты АСМ-исследований образца EM2160 показывают (рис. 2, *a* и 3, *a*), что на поверхности образца присутствуют наноразмерные неоднородности, имеющие вид формирующихся островков (для наглядности единственный наноструктурный элемент для каждой гетероструктуры на



**Рис. 3.** Трехмерная морфология поверхности эпитаксиальных гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{GaAs}(100)$ : *a* — EM2160, *b* — EM2170, *c* — EM2175, *d* — EM2176.

рис. 2 выделен окружностью). Характерные размеры таких неоднородностей: диаметр 30–50 нм, высота 1–2 нм (рис. 3, *a*). Из анализа распределения неоднородностей по поверхности образца EM2160 (рис. 2, *a*) следует, что наноструктуры расположены на поверхности твердого раствора не статистически, а вдоль некоторых направлений. Причем расстояние между направлениями упорядоченного расположения нанонеоднородностей составляет  $\sim 500$  нм.

Что касается морфологии образца EM2170 (рис. 2, *b* и 3, *b*), то на поверхности твердого раствора также присутствуют наноразмерные объекты в виде островков. Однако в отличие от гетероструктуры EM2160 эти неоднородности имеют ярко выраженную форму и большие латеральные размеры:  $\sim 100$  нм в диаметре и до 2.5 нм в высоту. Кроме того, плотность островков на единицу площади в EM2170 выше, чем у EM2160. Эти факты можно объяснить с точки зрения различия во внутренних напряжениях кристаллических решеток матрицы (твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ ) и наноразмерных неоднородностей. В случае твердого раствора гетероструктуры EM2160 возникающие кри-

сталлические напряжения меньше, чем у твердого раствора гетероструктуры EM2170, поскольку для образца EM2170 больше разница между кристаллическими решетками эпитаксиальной пленки и монокристаллической подложкой. Таким образом, становится понятен механизм формирования наноструктурированного рельефа поверхности у пятикомпонентного твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ , содержащего на поверхности нанобъекты.

Что касается поверхности твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  гетероструктур EM2175 и EM2176, то, анализируя результаты атомно-силовой микроскопии (рис. 2, *c*, 3, *c* и 2, *d*, 3, *d* соответственно), также можно говорить об образовании неоднородностей на эпитаксиальной пленке этих образцов. Однако по сравнению с образцами EM2160 и EM2170 форма и характер неоднородностей существенно изменяются. Так, латеральные размеры включений у гетероструктуры EM2175 достигают 300–400 нм, а у образца EM2176 до 500 нм. Кроме того, неоднородности на поверхности структуры EM2176 начинают объединяться между собой, образуя сплошную пленку.

### 3.3. ИК спектроскопия

Оптические свойства пятикомпонентных твердых растворов были изучены в области фоновых колебаний ( $600\text{--}100\text{ см}^{-1}$ ) методом колебательной спектроскопии на отражение. Экспериментальные ИК спектры отражения, полученные при угле падения, близком к нормальному, приведены на рис. 4. Полученные экспериментальные данные позволяют утверждать, что экспериментальные спектры отражения гетероструктур содержат все основные колебательные моды, определяемые для пятикомпонентного твердого раствора в соответствии с типом перестройки его колебательного спектра.

Что касается спектра отражения от монокристаллической подложки GaAs(100), то он имеет характерные особенности в виде широкого горба в области  $460\text{--}260\text{ см}^{-1}$ , свойственные возникновению плазменных колебаний в кристалле (рис. 4, *a*).

ИК спектры отражения от эпитаксиальных гетероструктур (рис. 4, *b*) могут быть разделены на диапазоны, причем каждый участок спектра может быть соотнесен с конкретной фоновой модой, характерной для пятикомпонентного твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ . Высокоинтенсивный пик в области  $300\text{--}270\text{ см}^{-1}$  соотносится с фоновой модой Ga–As. Ее высокая интен-

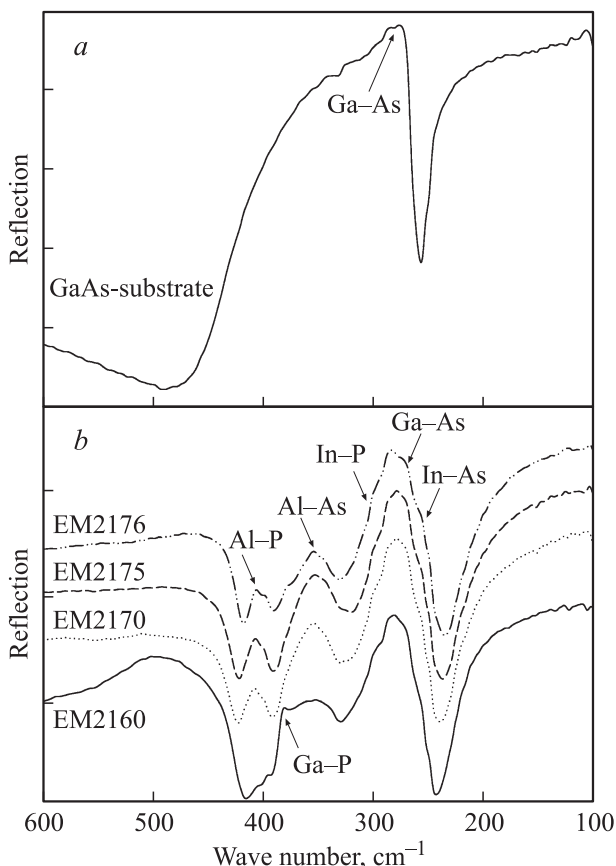
**Таблица 4.** Частоты активных поперечных оптических (ТО) фоновых мод в ИК спектрах отражения

Образец	Частоты поперечных оптических фоновых мод $\omega_{\text{ТО}}, \text{см}^{-1}$					
	Al–P	Ga–P	Al–As	In–P	Ga–As	In–As
EM2160	406	381.7	352	303	281.7	261.1
EM2170	408	382	355	395	277.9	259.3
EM2175	407	381	353	295	278.6	257.4
EM2176	406.6	378.6	354.4	294	284.8	256.2

сивность в спектре обусловлена высокой проникающей способностью ИК излучения и малой толщиной пленки, за счет чего возбуждаются колебания Ga–As не только в эпитаксиальном слое, но и в подложке. Второй по интенсивности максимум в ИК спектрах гетероструктур, расположенный в области  $370\text{--}330\text{ см}^{-1}$ , может быть приписан колебанию Al–As. В соответствии с данными микроанализа и поправочными расчетами, выполненными на основании данных рентгеноструктурного анализа, относительно концентраций элементов в эпитаксиальных слоях, содержание атомов алюминия и мышьяка в кристаллической решетке пятикомпонентных твердых растворов наиболее максимально среди всех элементов, входящих в состав, чем и объясняется столь высокая интенсивность фоновой моды. Третий по интенсивности максимум отражения, расположенный в интервале  $420\text{--}390\text{ см}^{-1}$  и присутствующий практически во всех спектрах, соотносится с фоновой модой Al–P.

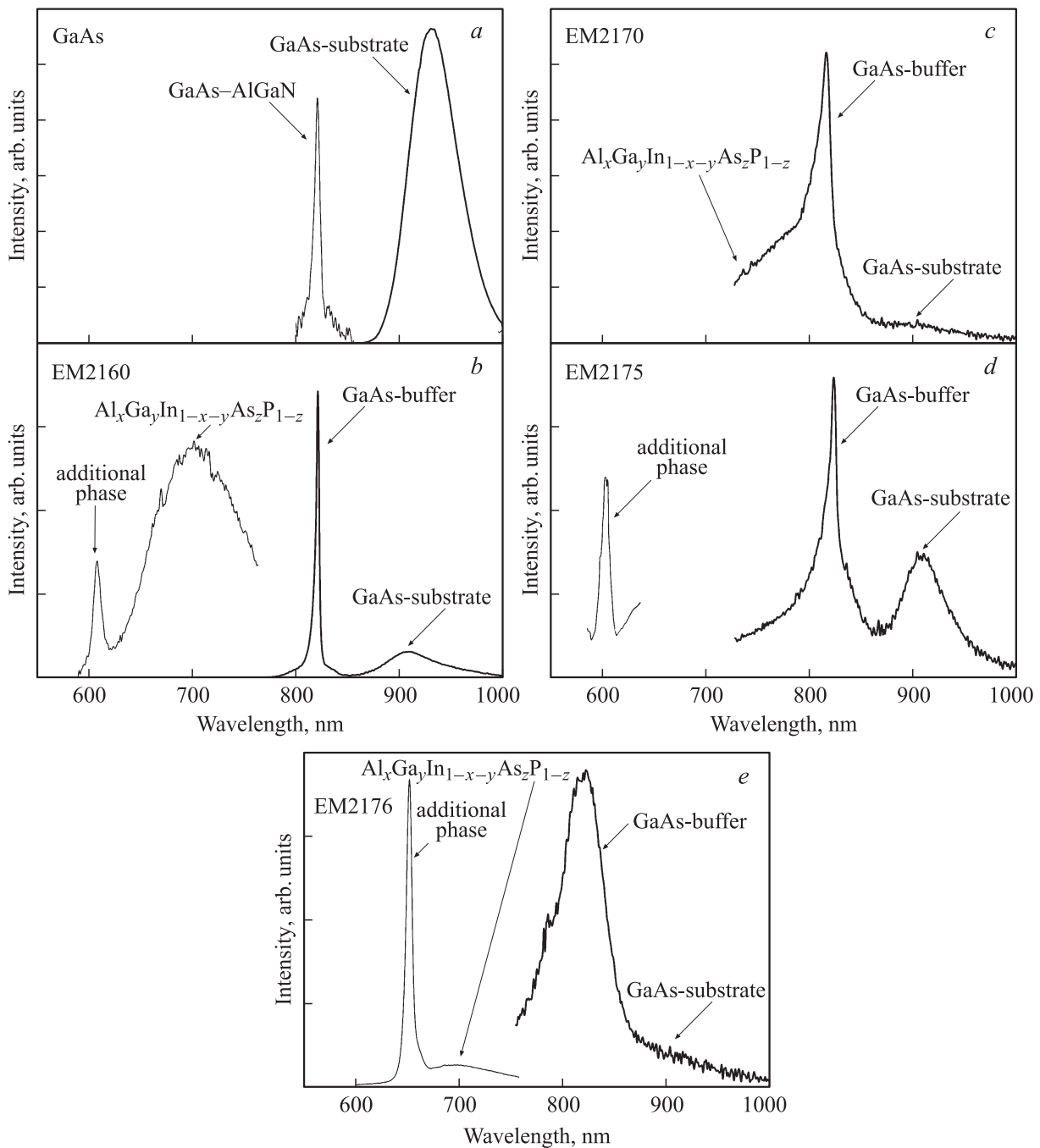
В ИК спектрах отражения гетероструктур помимо трех высокоинтенсивных фоновых мод присутствуют менее интенсивные колебательные моды, которые выступают в виде особенностей спектра. Так, в области  $265\text{--}245\text{ см}^{-1}$  расположена фоновая мода In–As. Мода колебаний в области  $320\text{--}290\text{ см}^{-1}$  соотносится с фонами In–P. Колебания, расположенные в области  $390\text{--}370\text{ см}^{-1}$ , относят к моде Ga–P. Нужно отметить, что с изменением концентраций элементов пятикомпонентного твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  наиболее заметное изменение в форме и положении фоновых колебаний в спектрах испытывают моды Al–P, Al–As и Ga–P, что хорошо видно из рис. 4. Так, для твердых растворов гетероструктур EM2170, EM2175 и EM2176 продольная мода колебаний Al–P является активной в спектре отражения, имеет высокую интенсивность и даже тонкую структуру для образца EM2176 вследствие большого количества одноименных связей в твердом растворе. У образца EM2160 фоновая мода Al–P в спектре затухает, а мода Ga–P, напротив, возрастает, что связано с увеличением содержания галлия и фосфора в пятикомпонентном твердом растворе.

Определенные частоты продольных оптических фоновых мод, активных в пятикомпонентных твердых растворах  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ , приведены в табл. 4.



**Рис. 4.** Инфракрасные спектры отражения от монокристаллической подложки GaAs (*a*) и эпитаксиальных гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{GaAs}(100)$  (*b*).





**Рис. 5.** Спектры фотолюминесценции GaAs (*a*) и гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{GaAs}(100)$  (*b-e*), полученные при температуре 77 К.

### 3.4. Фотолюминесценция эпитаксиальных пленок $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$

Для определения ширины запрещенной зоны  $E_g$  твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  использовался метод фотолюминесценции (ФЛ). Спектры ФЛ были получены при температуре 77 К. Как уже было отмечено, составы пятикомпонентного твердого раствора выбирались вблизи составов тройного твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  с  $x \approx 40$  и  $x \approx 0.25$ , что заведомо

ограничивало максимально возможное значение для ширины запрещенной зоны  $E_g$ , при этом небольшие добавки индия и фосфора должны изменить значение  $E_g$ . Кроме того, предполагая, что обнаруженная методом рентгеновской дифракции новая фаза может быть материалом на основе твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , мы изучили фотолюминесценцию эпитаксиальных пленок  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  в области от 600 до 1000 нм с использованием двух различных источников возбуждения, разделив изучаемую область на 2 региона (на

**Таблица 5.** Экспериментальные и расчетные данные фотолюминесцентной спектроскопии твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ 

Номер образца	$\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$	$\text{AlGaInAsP}$			Дополнительная фаза $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$		
		$\lambda$ , нм	$E_g$ , эВ		$\lambda$ , нм	$E_g$ , эВ	$x$ (8)
			эксперимент	расчет (7)			
EM2160	$\text{Al}_{0.35}\text{Ga}_{0.59}\text{In}_{0.06}\text{As}_{0.93}\text{P}_{0.07}$	698	1.76	1.75	605	2.05	0.43
EM2170	$\text{Al}_{0.37}\text{Ga}_{0.61}\text{In}_{0.02}\text{As}_{0.89}\text{P}_{0.11}$	—	—	1.80	—	—	—
EM2175	$\text{Al}_{0.36}\text{Ga}_{0.60}\text{In}_{0.04}\text{As}_{0.90}\text{P}_{0.10}$	—	—	1.79	603	2.06	0.43
EM2176	$\text{Al}_{0.23}\text{Ga}_{0.74}\text{In}_{0.03}\text{As}_{0.91}\text{P}_{0.09}$	693	1.78	1.72	651	1.90	0.30

рис. 5 линии разной толщины). Полученные результаты приведены на рис. 5, *a–e*.

Как видно из рис. 5, в первой изучаемой области от 750 до 1000 нм присутствует максимум люминесценции от монокристаллической подложки GaAs, на которой были получены образцы гетероструктур, а также локализованный около 820 нм высокоинтенсивный пик фотолюминесценции от буферного нелегированного слоя GaAs, выращенного на подложке GaAs(100). Для сравнения на рис. 5, *a* приведен спектр фотолюминесценции от образца GaAs марки АГН — нелегированный арсенид галлия. Форма, положение и интенсивность полос фотолюминесценции от подложки и буферного слоя GaAs заметно отличаются, указывая на структурное качество буферного слоя. Сдвиг максимума фотолюминесценции подложки относительно буферного слоя в низкоэнергетическую сторону является следствием легирования подложки.

Что касается второй изученной нами области от 600 до 750 нм (рис. 5), то экспериментальные данные показывают, что спектры фотолюминесценции гетероструктур на основе пятикомпонентного твердого раствора содержат в ней два максимума. Первый из них, локализованный около 600–650 нм, представляет собой узкий пик и наблюдается у гетероструктур EM2160, EM2175, EM2176. Второй максимум представляет собой широкую полосу, расположенную в области 670–750 нм, которая имеет интенсивность, либо сравнимую с интенсивностью первого максимума (для гетероструктуры EM2160), либо на порядок меньшую, чем у нее (для гетероструктуры EM2176).

Из экспериментальных данных по значениям длин волн максимумов фотолюминесценции можно определить ширину запрещенной зоны эпитаксиальных твердых растворов, используя соотношение

$$E_g = \frac{1.243}{\lambda} - \frac{1}{2}kT, \quad (7)$$

где  $k$  — постоянная Больцмана,  $T$  — температура.

Аналогично тому, как был определен нами закон Вегарда для пятикомпонентного твердого раствора, мы можем ввести зависимость ширины запрещенной зоны  $E_g(x, y, z)$  от состава твердого раствора

$\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ . Упрощением в расчетах также служит допущение о том, что твердые растворы содержат небольшие добавки P и In, т.е. близки к AlGaAs.

$$E_g(x, y, z) = 1.35 + 1.1x + 0.92y - 0.991z + 0.694xz + 0.151yz. \quad (8)$$

Для записи (8) были использованы значения ширины запрещенной зоны бинарных соединений при 300 К, приведенные в [15]:  $E_g(\text{AlP}) = 2.45$  эВ,  $E_g(\text{AlAs}) = 2.153$  эВ,  $E_g(\text{GaP}) = 2.27$  эВ,  $E_g(\text{GaAs}) = 1.43$  эВ,  $E_g(\text{InP}) = 1.35$  эВ,  $E_g(\text{InAs}) = 0.359$  эВ. Используя данные микроанализа, уточненные методом рентгеновской дифракции (табл. 2), в соответствии с (8) можем рассчитать ширину запрещенной зоны пятикомпонентного твердого раствора. При проведении расчетов учитывался температурный сдвиг  $\sim 0.070$  эВ в сторону низких температур. Как видно из сравнения полученных экспериментальных и расчетных значений для  $E_g$ , приведенных в табл. 5, полоса люминесценции, расположенная в области 670–750 нм, является люминесценцией от пятикомпонентного твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ .

Небольшое рассогласование  $\sim 0.05$  эВ между экспериментальными и расчетными значениями, на наш взгляд, связано с несколькими факторами. К ним можно отнести, во-первых, точность микроанализа, а во-вторых, линейное приближение, используемое при выводе уравнения (8).

Известно, что возникновение неоднородности, в силу несмешиваемости компонент и последующего спинодального распада в четвертных эпитаксиальных твердых растворах  $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ , в первую очередь было определено по спектрам фотолюминесценции, полученным при низких температурах, поскольку в таких спектрах присутствовала дополнительная полоса [16]. Дополнительные максимумы люминесценции присутствуют и в спектрах пятикомпонентных твердых растворов. Стоит отметить, что для образца EM2170, который является гетероструктурой с самым большим рассогласованием параметров кристаллических решеток между эпитаксиальной пленкой и подложкой, не удалось получить хорошей полосы дополнительной фотолюминесценции, поэтому она на спектре не приводится. Остальные

три образца имеют максимумы дополнительной фотолюминесценции, расположенные в области 600–700 нм. В табл. 5 представлены экспериментальные значения длин волн максимумов фотолюминесценции и рассчитанные на основании (6) значения ширины запрещенной зоны дополнительных полос от твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ .

Полагая, что дополнительные полосы люминесценции в спектрах могут принадлежать обнаруженной методом рентгеновской дифракции фазе на основе твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , и используя экспериментальные значения ширины запрещенных зон (см. табл. 5), на основе (9) рассчитаем концентрации твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ :

$$E_g(x) = 1.424 + 1.24x. \quad (9)$$

Как видно из результатов расчета, искомые концентрации дополнительной фазы близки к составам твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , относительно которого происходил рост пятикомпонентного твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ . Малые отклонения расчетных концентраций от экспериментальных ( $\sim 0.02$  ат.%) обусловлены присутствием в дополнительной фазе на основе  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  примесей In и P с содержанием, намного меньшим, чем у пятерного твердого раствора конкретной гетероструктуры.

#### 4. Обсуждение полученных результатов

Таким образом, на основании данных, полученных комплексом структурных и спектральных методов, мы можем сделать ряд важных выводов относительно структуры и субструктуры пятикомпонентных твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$ . Так, исследования, выполненные методами рентгеновской дифракции, показали, что полученные твердые растворы имеют хорошее структурное качество в направлении роста и малые внутренние напряжения, вызываемые рассогласованием решеток, что хорошо прослеживается по форме дифракционных рефлексов. Изменения состава образцов отражаются на форме ИК спектров отражения. В результате данные относительно состава твердого раствора, полученные методами рентгеновской дифракции и ИК спектроскопии, хорошо коррелируют между собой.

Однако более детальный анализ результатов рентгеноструктурного анализа, показал, что часть твердых растворов не являются однофазными. В них наряду с основной фазой  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  в твердом растворе присутствует дополнительная фаза с параметром решетки, большим, чем у основного твердого раствора. Появление в матрице пятикомпонентного твердого раствора новой фазы находит свое отражение в особенностях морфологии поверхности пятикомпонентных твердых растворов. Методом АСМ установлено, что на поверхности гетероструктур с обнаруженной в них новой фазой

присутствуют наноразмерные объекты, имеющие форму наностроек, которые могут выстраиваться на поверхности твердого раствора не статистически, а строго линейно (образец EM2160). Причем расстояние между линиями упорядоченного расположения нанонеоднородностей составляет  $\sim 500$  нм.

Кроме того, возникновение наноразмерных неоднородностей на основе новой фазы сказывается на форме спектров фотолюминесценции гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{GaAs}(100)$ . Так, спектры фотолюминесценции помимо основной полосы от твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  могут содержать дополнительную полосу. Эта дополнительная фотолюминесценция смещена в высокоэнергетическую область относительно основной полосы и имеет узкий и высокоинтенсивный пик. Расчеты показывают, что дополнительная полоса в спектре фотолюминесценции гетероструктур на основе  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  является люминесценцией тройного твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , относительно которого осуществляется рост пятикомпонентного твердого раствора с малой примесью In и P.

#### 5. Заключение

Таким образом, анализируя все полученные экспериментальные данные и основываясь на теоретических расчетах параметров кристаллической решетки с учетом внутренних напряжений, мы можем предположить, что наноразмерные неоднородности на поверхности эпитаксиальной пленки являются фазой на основе твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ .

Авторский коллектив благодарит сотрудника кафедры физики твердого тела и наноструктур Е.И. Завалишина за ценные советы при обсуждении результатов, сотрудника лаборатории диффузии и дефектообразования в полупроводниках Т.Б. Попову за помощь в измерении состава твердой фазы в исследуемых образцах, а также кафедру микроэлектроники ЛЭТИ за предоставленный доступ к научному оборудованию.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-736-2011.2 и ФЦП „Научные и научно-педагогические кадры инновационной России“ на 2009-2013 годы (проекты 2010-1.3.2-121-018-016 и 2010-1.3-121-018-030).

#### Список литературы

- [1] A. Stroppa, M. Peressi. Phys. Rev. B, 71, 1200 (2005).
- [2] В.В. Кузнецов, Л.С. Лунин, В.И. Ратушный. Гетероструктуры на основе четверных и пятерных твердых растворов  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  (Ростов н/Д, Изд-во СКНЦ ВШ, 2003).
- [3] Roberta Campi Doctoral Thesis (Royal Institute of Technology, (KTH), Stockholm).
- [4] WIPO Patent Application WO/2007/127269.
- [5] US Patent Application 20100297608.

- [6] Э.П. Домашевская, П.В. Середин, Э.П. Домашевская, Л.А. Битюцкая, И.Н. Арсентьев. Поверхность: Рентгеновские и синхротронные спектры, № 2, 62 (2008).
- [7] N.A. Bert, A.T. Gorelenok, A.G. Dzigasov, S.G. Konnikov, T.B. Porova, V.K. Tiblov. *J. Cryst. Growth*, 52, 716 (1981).
- [8] Л.С. Вавилова, В.А. Капитонов, А.В. Мурашова, Н.А. Пихтин, И.С. Тарасов, И.П. Ипатова, В.А. Щукин, Н.А. Берг, А.А. Ситникова. *ФТП*, 33 (9), 1108 (1999).
- [9] C. Frigeri, A.A. Shakhmin, D.A. Vinokurov, M.V. Zamoryanskaya. *Phys. Status Solidi C*, 8 (4), 1269 (2011).
- [10] E.P. Domashevskaya, P.V. Seredin, A.N. Lukin, L.A. Bityutskaya, M.V. Grechkina, I.N. Arsent'ev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Surf. Interface Analysis*, 8 (4), 828 (2006).
- [11] М.А. Герман. Полупроводниковые сверхрешетки, пер. с англ. (Всес. центр переводов, 1987).
- [12] В.Л. Алперович, Ю.В. Болховитянов, С.И. Чикичев, А.Г. Паулиш, А.С. Терехов, А.С. Ярошевич. *ФТП*, 39, 1102 (2001).
- [13] E. John. *Heteroepitaxy of semiconductors: theory, growth, and characterization* (Taylor&Francis Group, LLC, 2007).
- [14] S. Adachi. *Physical properties of III-V semiconductor compounds* (Wiley, 1992).
- [15] Э.П. Домашевская, Н.Н. Гордиенко, Н.А. Румянцева, П.В. Середин, Б.Л. Агапов, Л.А. Битюцкая, И.Н. Арсентьев, Л.С. Вавилова, И.С. Тарасов. *ФТП*, 42 (9), 1086 (2008).
- [16] F. Glas, M.M.J. Treacy, M. Quillec, H. Launois. *J. de Physique*, C5 (43), 5 (1982).

*Редактор Т.А. Полянская*

## Structural and spectral peculiarities MOCVD $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{GaAs}(100)$ solid solution

*P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya,  
A.S. Lenshin, M.S. Smirnov, I.N. Arsent'ev\*,  
D.A. Vinokurov\*, A.L. Stankevich\*, I.S. Tarasov\**

Voronezh State University,  
394006 Voronezh, Russia  
\* Ioffe Physicotechnical Institute  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** MOCVD epitaxial heterostructures were investigated on the basis of five-component  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  solid solutions, which were grown in isoperiodic range of GaAs. Methods of X-ray diffraction and atomic-force microscopy showed that there are isle-shaped nanodimensional objects on the surface of heterostructures, which can line up (in a lineal direction) on the surface of the solid solution. On the basis of crystal lattice parameter calculations, taking into account internal stresses, it can be assumed that new compound on the basis of  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}$  solid solution appears in the phase.