

## Рост твердых растворов $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ на отклоненных подложках $\text{GaAs}(001)$ методом молекулярно-лучевой эпитаксии

© Е.А. Емельянов, А.В. Васев, Б.Р. Семягин, М.Ю. Есин, И.Д. Лошкарёв, А.П. Василенко, М.А. Путьято, М.О. Петрушков, В.В. Преображенский

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова  
Сибирского отделения Российской академии наук,  
630090 Новосибирск, Россия  
E-mail: e2a@isp.nsc.ru

(Поступила в Редакцию 11 сентября 2018 г.  
В окончательной редакции 9 декабря 2018 г.  
Принята к публикации 13 декабря 2018 г.)

Исследовано влияние степени отклонения подложки от сингулярной грани на состав и морфологию слоев при молекулярно-лучевой эпитаксии твердых растворов  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  на поверхности  $\text{GaAs}$ . В качестве подложек использованы пластины  $\text{GaAs}$  с ориентацией (100), отклоненные в направлении [110] на 0, 1, 2 и 5°. Рост гетероструктур выполнен для температур 310 и 380°C. Изучено влияние молекулярной формы мышьяка ( $\text{As}_2$  либо  $\text{As}_4$ ) на состав слоев. Исследования состава и структурных свойств осуществлены методами рентгеновской дифрактометрии высокого разрешения и атомно-силовой микроскопии. Установлено, что в ряду отклонений  $0 \rightarrow 5^\circ$  доля мышьяка  $x$  последовательно увеличивается как при использовании потока молекул  $\text{As}_2$ , так и  $\text{As}_4$ . При использовании потока молекул  $\text{As}_2$  доля  $x$  с увеличением степени отклонения возрастает незначительно (в 1.05 раза), а при использовании молекул  $\text{As}_4$  наблюдается ее возрастание в 1.75 раза. Повышение температуры роста приводит к увеличению доли мышьяка в твердом растворе. Морфология поверхности улучшается при увеличении степени отклонения при низкой температуре роста и ухудшается при высокой.

DOI: 10.21883/FTP.2019.04.47451.8981

### 1. Введение

Твердые растворы  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  являются перспективными материалами для использования в различных оптоэлектронных приборах с рабочей длиной волны вплоть до 12.4 мкм, что делает их привлекательной альтернативой твердым растворам кадмий-ртуть-теллур (КРТ) в ряде случаев [1–5]. Используя слои  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  разного состава можно создавать многоспектральные фотоприемники на единой подложке. Высокая подвижность носителей заряда в данном материале позволяет использовать его для создания транзисторов с высокой подвижностью электронов.

Помимо очевидных достоинств, существует ряд проблем, связанных с получением высококачественных эпитаксиальных слоев данного материала. Одной из значимых проблем является отсутствие подложечной базы для всего спектра составов  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ . В качестве альтернативных подложек могут быть использованы соединения  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ , такие как  $\text{GaAs}$ ,  $\text{InSb}$ ,  $\text{InAs}$ ,  $\text{GaSb}$  и  $\text{InP}$ . В этом ряду кандидатов наиболее доступными (по соотношению цена-качество) являются подложки  $\text{GaAs}$ . Однако следует помнить, что  $\text{GaAs}$  имеет самое большое рассогласование по постоянной решетке с  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ , которое может составлять от 7 до 14%, в зависимости от состава твердого раствора. Несмотря на это, метод молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) позволяет выращивать пленки твердых растворов  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  на подложках  $\text{GaAs}$ , не уступающие по кристаллическому совершенству пленкам, выращенным на более дорогих

подложках  $\text{InSb}$ ,  $\text{InAs}$ ,  $\text{GaSb}$  [7]. При этом  $\text{GaAs}$  является прозрачным в длинноволновой области ИК диапазона, что упрощает задачу совмещения эпитаксиальных структур с мультиплексорами. Большое рассогласование способствует быстрой релаксации упругих напряжений в растущей пленке твердого раствора уже на толщинах в несколько десятков нм [8] и образованию большой плотности пронизывающих дислокаций. Это является причиной снижения рабочих характеристик приборов сформированных на этих слоях.

При росте слоев  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  на несогласованных подложках важно учитывать тот факт, что в кристаллах со структурой цинковой обманки наблюдается анизотропия направлений  $[\bar{1}10]$  и  $[110]$  (эта анизотропия связана с разной ориентацией орбиталей атомов элементов III и V групп). Как следствие, пронизывающие дислокации двигаются в направлениях  $[\bar{1}10]$  и  $[110]$  с разными скоростями [9–11]. Подобное поведение приводит к несимметричной релаксации напряжений и в итоге служит причиной возникновения анизотропии электронного транспорта в метаморфных материалах, что отрицательно сказывается на характеристиках приборов [12,13]. Кроме того, несимметричность релаксации напряжений становится причиной развития морфологии ростовой поверхности [12,14]. Одним из эффективных методов подавления несимметричной релаксации напряжений является использование подложек, отклоненных от сингулярной грани [14–16].

Следует также отметить, что увеличение степени отклонения подложки от сингуляра приводит к росту

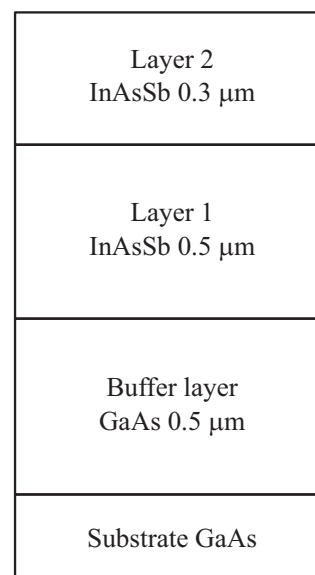
плотности террас в направлении отклонения. Ранее было показано, что края террас оказывают значительное влияние на кинетику встраивания молекул мышьяка и сурьмы в кристалл [17]. Таким образом, при создании гетроструктур на базе метаморфных слоев твердого раствора  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ , выращенных на отклоненных подложках  $\text{GaAs}(001)$ , следует учитывать возможность существования влияния степени отклонения на состав  $x$  гетерослоев и, соответственно, необходимо знать его характер. Существование подобного влияния для твердых растворов  $\text{GaAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  и  $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$  проиллюстрировано в работах [18,19].

При МЛЭ твердых растворов с замещением по V группе на состав также оказывают влияние такие параметры, как величина и соотношение молекулярных потоков элементов III и V групп, температура подложки ( $T_s$ ), а также молекулярная форма элементов V группы в потоке [20]. Для твердых растворов  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  описанию влияния этих параметров в литературе уделено крайне мало внимания.

Цель данной работы — экспериментальное исследование влияния отклонения подложки на состав и структурные свойства пленок твердых растворов  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ , выращенных методом МЛЭ на поверхности  $\text{GaAs}(100)$  при двух температурах роста и с использованием различных молекулярных форм мышьяка.

## 2. Эксперимент

Пленки твердых растворов  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  были выращены на установке МЛЭ „Штаг“, оборудованной вентиляционным источником мышьяка с зоной крекинга. Потоки In и Sb<sub>4</sub> формировались однозонными источниками с заслонками. Контроль реконструкционного состояния поверхности осуществлялся методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО). Плотность атомных и молекулярных потоков, поступающих на поверхность, определялась по показаниям ионизационного манометрического преобразователя типа Байярда–Альперта. Во время измерений преобразователь помещался на позицию подложки [21]. Для калибровки показаний преобразователя, при измерении абсолютной величины потока мышьяка, использовалась фазовая диаграмма поверхности  $\text{GaAs}(001)$  [22]. Процедура калибровки осуществлялась по методике, описанной в работе [23]. Калибровка преобразователя по потоку Sb<sub>4</sub> осуществлялась на поверхности  $\text{GaSb}(100)$  по методике, описанной в работе [24]. Мониторинг температуры подложки осуществлялся по показаниям термопары, размещенной вблизи от нагревательного элемента (прямой тепловой контакт с образцом отсутствовал). Калибровка термопары выполнялась в отдельном эксперименте по температурам переходов между поверхностными сверхструктурами  $c(4 \times 4) \rightarrow (2 \times 4)$  ( $395^\circ\text{C}$ ) и  $(2 \times 4) \rightarrow (3 \times 1)$  ( $500^\circ\text{C}$ ) на поверхности  $\text{GaAs}(10)$  в условиях отсутствия падающих потоков [21].

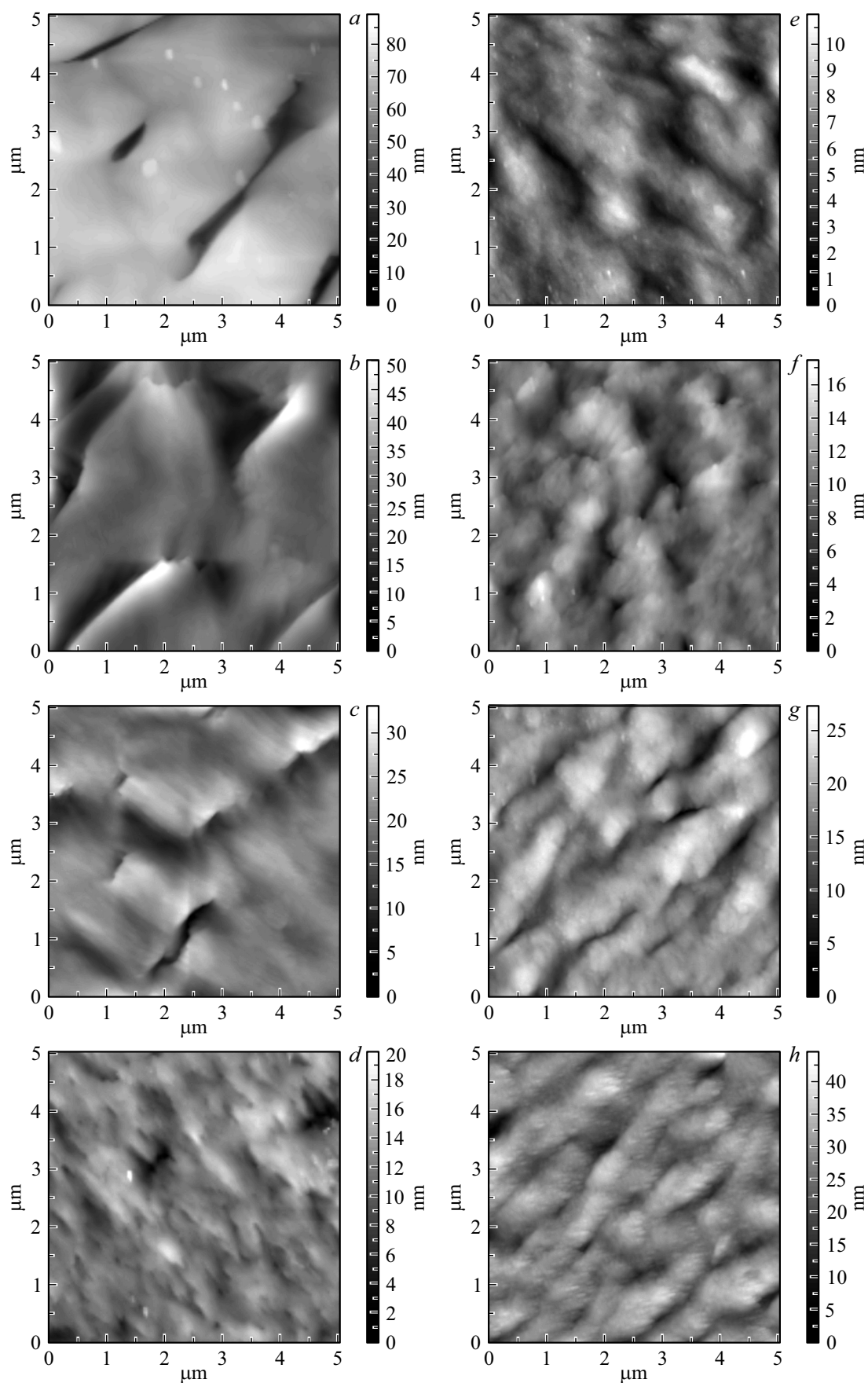


**Рис. 1.** Последовательность слоев в исследуемых гетероструктурах.

Образцы выращивались на подложках  $\text{GaAs}(100)$  отклоненных в направлении [110] на  $\varphi = 0, 1, 2$  и  $5^\circ$ . Четыре образца (по одному для каждого из углов отклонения) размером  $\sim 10 \times 10$  мм размещались на поверхности танталового держателя и крепились с помощью индия. Подобный метод крепления обеспечивал однородность параметров роста ( $T_s$  и величин потоков компонентов) для всех образцов во время эпитаксиального роста.

На рис. 1 представлено схематическое изображение выращенных гетероструктур. Слои твердого раствора  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  выращивались на поверхности буферного слоя нелегированного гомоэпитаксиального  $\text{GaAs}$  толщиной 0.5 мкм. Методика получения эпитаксиальной атомарно-гладкой поверхности  $\text{GaAs}(001)$  детально описана в работе [25]. Каждая структура состояла из двух слоев. Первый слой выращивался с использованием потока молекул  $\text{As}_2$ . После окончания роста первого слоя, все потоки перекрывались и температура зоны крекинга источника мышьяка снижалась с  $950$  до  $400^\circ\text{C}$  для генерации потока  $\text{As}_4$ . После стабилизации температурных режимов в источнике мышьяка устанавливался поток  $\text{As}_4$ , эквивалентный в атомарном выражении потоку  $\text{As}_2$ . Затем выращивался второй слой твердого раствора с использованием потока молекул  $\text{As}_4$ . Толщина слоев составляла 500 и 300 нм для потоков  $\text{As}_2$  и  $\text{As}_4$  соответственно. Описанная выше процедура реализовывалась для двух фиксированных значений  $T_s$ :  $310$  и  $380^\circ\text{C}$  (нижняя и верхняя температурные границы диапазона формирования структурно-совершенных пленок  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  соответственно [1]).

Таким образом, были получены две группы образцов (по четыре образца в каждой:  $0, 1, 2$  и  $5^\circ$ ) — низкотем-



**Рис. 2.** Морфология поверхности образцов (АСМ-данные) низкотемпературной (*a–d*) и высокотемпературной (*e–h*) групп соответственно. *a, e* —  $0^\circ$ , *b, f* —  $1^\circ$ , *d, h* —  $5^\circ$ .

пературная (310°C LT группа) и высокотемпературная (380°C HT группа).

Эквивалентное давление в потоках составляло: для  $Sb_4$  —  $4.1 \cdot 10^6$  Торр, что соответствует потоку в атомарном выражении  $1.1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ , для  $As_2$  и  $As_4$  —  $4.0 \cdot 10^{-6}$  и  $6.1 \cdot 10^{-6}$  Торр, что соответствует потоку в атомарном выражении  $1.27 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ . Эквивалентное давление потока In составляло  $1.2 \cdot 10^{-6}$  Торр, что соответствует потоку в атомарном выражении  $5.4 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ .

Исследования выращенных структур проводились методом рентгеновской дифрактометрии высокого разрешения и АСМ. Запись кривых дифракционного отражения осуществлялась на двухкристальном рентгеновском дифрактометре. Первичный пучок дифрактометра формировался рентгеновской трубкой с медным анодом, германиевым кристаллом-монохроматором в положении симметричного отражения (004) и выходной щелью коллиматора с размером 0.1 мм в плоскости дифракции.

Исследование морфологии пленок осуществлялось методом АСМ с использованием сканирующего зондового микроскопа Solver P47 в полуконтактном режиме. Сканирования проводились при комнатной температуре и атмосферном давлении.

### 3. Результаты и обсуждение

#### 3.1. Морфология поверхности

Как уже отмечалось ранее (см. рис. 1), предназначенные для исследований образцы представляли собой многослойные гетероструктуры. Условия роста каждого из слоев определялись комбинацией ростовых параметров (температура подложки, молекулярная форма используемого потока мышьяка, степень отклонения подложки). Таким образом, на формирование морфологии поверхности эпитаксиальной пленки (с итоговой толщиной  $\sim 1.3$  мкм) оказывало влияние большое число факторов, характер и степень влияния которых сложно разделить. Осознавая это, мы в своем анализе остановимся лишь на сравнительных оценках влияния температуры подложки и степени ее отклонения на структурные свойства итоговой поверхности.

На рис. 2, *a–d* и *e–h* представлены АСМ-изображения морфологии итоговой поверхности образцов LT и HT групп соответственно. Из анализа рисунков видно, что LT группа образцов характеризуется сложной (двухуровневой) структурой рельефа — расположенными параллельно глубокими канавками и участками шероховатого плато между ними. Для образцов HT группы формирование глубоких канав не характерно. Построение гистограмм для приведенных на рис. 2 АСМ-изображений позволило провести анализ зависимости вертикальных размеров рельефа (глубины канав  $H_{\text{pit}}$  и среднеквадратичной шероховатости плато  $w_{\text{base}}$ ) от величины отклонения поверхности подложки от сингуляра  $\varphi$  (см. рис. 3 и 4). Установлено, что более чув-

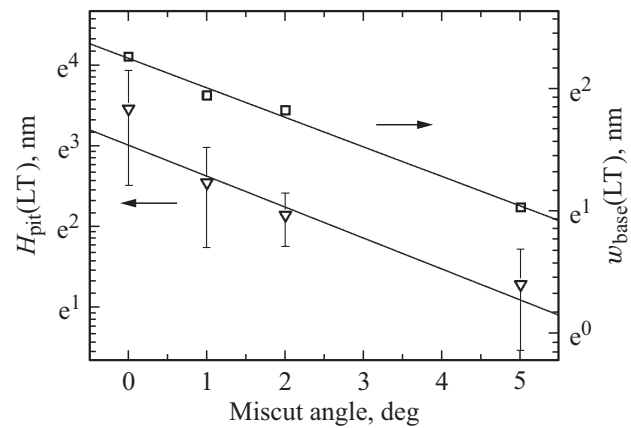


Рис. 3. Зависимость вертикальных размеров рельефа образцов LT группы от степени отклонения подложки.  $\nabla$  — глубина канав ( $H_{\text{pit}}$ ),  $\square$  — шероховатость рельефа ( $w_{\text{base}}$ ) на плато между канавками, — — линейная аппроксимация экспериментальных данных.

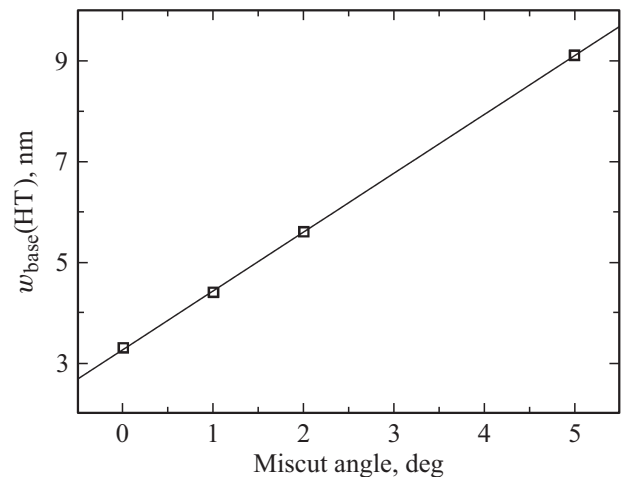


Рис. 4. Зависимость среднеквадратичной шероховатости рельефа образцов HT группы от степени отклонения подложки.  $\square$  — шероховатость рельефа ( $w_{\text{base}}$ ), — — линейная аппроксимация экспериментальных данных.

ствительной к изменению степени отклонения подложки является LT группа. В частности, для LT группы наблюдается экспоненциальное уменьшение величин  $H_{\text{pit}}$  и  $w_{\text{base}}$  с ростом  $\varphi$  (см. рис. 3). Показано, что введение параметра отклонения ( $0 \rightarrow 5^\circ$ ) позволяет полностью подавить формирование канав, а также снизить величину среднеквадратичной шероховатости плато до величин, характерных для гомоэпитаксиального роста. В частности, величина  $H_{\text{pit}}$  падает до значений 3.6 нм, что сопоставимо с итоговой величиной среднеквадратичной шероховатости плато 2.8 нм.

Что касается группы HT, то здесь наблюдается обратная тенденция — ухудшения морфологии с ростом параметра  $\varphi$ . Согласно рис. 4, величина  $w_{\text{base}}$  линейно растет с увеличением  $\varphi$ . Таким образом, для LT группы введением отклонения поверхности  $\varphi = 5^\circ$  удается

Данные рентгеноструктурного анализа

$T_s$ °C	$h_1$ (нм) (As <sub>2</sub> )	$h_2$ (нм) (As <sub>4</sub> )	Угол разориентации (град)	$x_1$	$x_2$	$W_1$	$W_2$	$R_1$	$R_2$
						(угл. сек.)		%	
310 LT	500	300	0	0.604	0.012	2161	1643	95.4	98.9
			1	0.623	0.016	2085	1631	94.9	98.9
			2	0.602	0.014	2128	1494	94.9	98.7
			5	0.634	0.021	2062	1429	95.6	98.7
			380 HT	500	300	0	0.723	0.067	1840
380 HT	500	300	1	0.714	0.076	1852	1733	95.2	98.7
			2	0.741	0.095	1819	2034	94.8	98.4
			5	0.751	0.117	2018	2427	95.4	98.9

достичь параметров шероховатости, которые меньше аналогичных параметров для НТ группы на всем диапазоне 0–5°.

### 3.2. Рентгеноструктурные исследования

Деформационное состояние пленки, выращенной на сингулярной границе раздела, описывается в рамках тетрагональной модели искажений [26]. Чаще всего процесс релаксации на сингулярной границе раздела протекает изотропно, поэтому для характеристики гетеросистемы достаточно двух компонент деформации, которые рассчитываются на основе двух кривых дифракционного отражения, записанных от одного семейства отражающих плоскостей. В кристаллической решетке пленки на вицинальной границе раздела появляются сдвиговые деформации, происходит понижение симметрии кристалла. Впервые это явление описал Nagai [27]. Далее, на вицинальной границе раздела, в процессе пластической релаксации, дислокации несоответствия формируют малоугловую границу между кристаллами пленки и подложки. Сдвиговые деформации и поворот необходимо учитывать при определении состава твердого раствора  $x$  и степени релаксации  $R$  из дифракционных данных. Для этого записываются четыре кривых дифракционного отражения в двух асимметричных рефлексах, принадлежащих одной кристаллографической зоне. Ось зоны удобно выбирать параллельной направлению ступеней на вицинальном срезе подложки. Совместная обработка четырех кривых позволяет получить параметры решетки, углы сдвига и поворота кристалла пленки в плоскости, перпендикулярной оси зоны. На основе этих данных рассчитываются  $x_1$ ,  $R_1$  и  $x_2$ ,  $R_2$  для пленок, выращенных с использованием потока молекул As<sub>2</sub> и As<sub>4</sub> соответственно. Методика расчета описана в [28].

В таблице приведены данные, полученные при обработке рентгеновских кривых качания от образцов LT и НТ групп. Здесь  $h_1$  и  $h_2$  — толщины слоев (нм) InAs <sub>$x$</sub> Sb<sub>1- $x$</sub> , выращенных с использованием потока молекул As<sub>2</sub> и As<sub>4</sub> соответственно,  $x_1$  и  $x_2$  — молярная доля мышьяка в этих слоях,  $W_1$  и  $W_2$  — полная ширина на

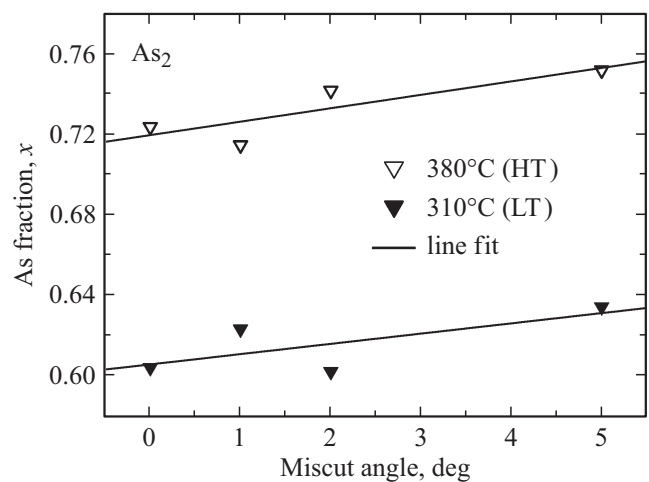


Рис. 5. Зависимость состава слоев InAs <sub>$x$</sub> Sb<sub>1- $x$</sub>  от угла отклонения подложки при эпитаксии в потоке молекул As<sub>2</sub>. ▽ — рост при  $T_s = 380^\circ\text{C}$ , ▼ — при  $T_s = 310^\circ\text{C}$ , — — линейная аппроксимация экспериментальных данных.

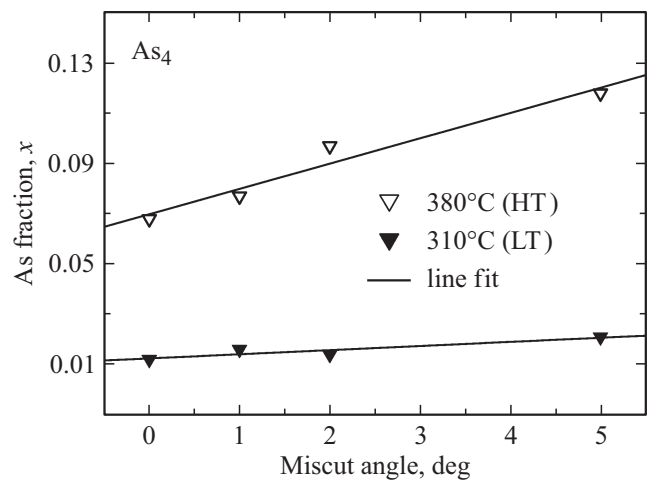


Рис. 6. Зависимость состава слоев InAs <sub>$x$</sub> Sb<sub>1- $x$</sub>  от угла отклонения подложки при эпитаксии в потоке молекул As<sub>4</sub>. ▽ — рост при  $T_s = 380^\circ\text{C}$ , ▼ — при  $T_s = 310^\circ\text{C}$ , — — линейная аппроксимация экспериментальных данных.

половине высоты (ПШПВ) (угл. сек) соответствующих пиков рентгеновских кривых качания,  $R_1$  и  $R_2$  — степень релаксации (%) соответствующих слоев.

Из представленных данных видно, что  $W$  и  $R$  существенно не меняются с увеличением угла отклонения для НТ группы, выращенной как с использованием потока молекул  $\text{As}_2$ , так и  $\text{As}_4$ . Для ЛТ группы  $W_1$  существенно выше, чем  $W_2$ . При этом доля  $x$ , как и в первом случае, последовательно увеличивается в ряду отклонений  $0 \rightarrow 5^\circ$  для  $\text{As}_2$  и  $\text{As}_4$ . Использование потока молекул  $\text{As}_2$  для обеих температур приводит к незначительному в 1.05 раза росту доли  $x$  с увеличением степени отклонения  $0 \rightarrow 5^\circ$ . Для слоев  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ , выращенных с использованием потока молекул  $\text{As}_4$ , для обеих температур наблюдается возрастание доли  $x$  в 1.75 раза при увеличении угла отклонения от  $0$  до  $5^\circ$ .

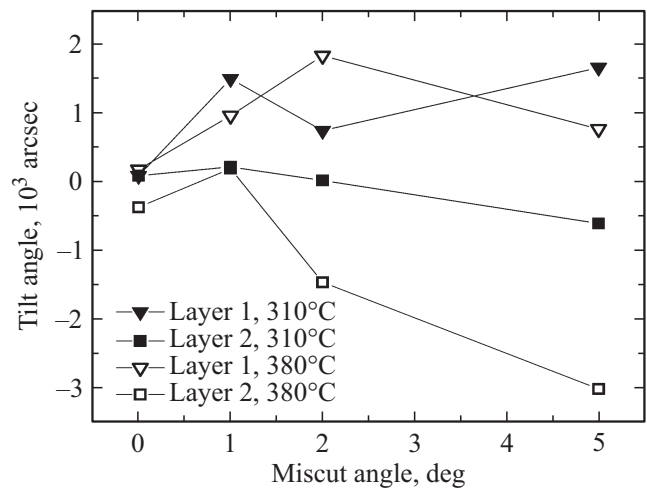
Зависимость состава слоев твердого раствора  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ , выращенных при  $T_s$  310 и  $380^\circ\text{C}$ , от угла отклонения подложки для первого (рост из потока  $\text{As}_2$ ) и второго (рост из потока  $\text{As}_4$ ) слоев приведена на рис. 5 и 6 соответственно.

Для всех выращенных слоев был измерен угол разворота кристаллической решетки [27]. Величина разворота определяется соотношением плотностей семейств дислокаций несоответствия, которые сформировались в процессе релаксации [29]. На рис. 7. представлены зависимости углов разворота слоев от угла разориентации подложки. В данном случае приведен угол разворота кристаллической решетки слоя относительно нижележащей кристаллической решетки. Таким образом, угол разворота характеризует только одну дислокационную границу раздела.

При рассмотрении дислокационных границ раздела между слоями посредством анализа углов разворота слоев были сделаны следующие заключения.

(i) Несоответствие параметров кристаллической решетки подложки и слоев 1,  $\sim 9\%$ . В таком случае дислокации несоответствия формируют сетку в границе раздела уже при зарождении первых монослоев, создавая разворот в положительном направлении (рис. 7.). Измеренная зависимость поворота слоев 1 от угла отклонения подложки проанализирована с использованием подхода, описанного в работе [29]. Было установлено, что данный характер зависимости соответствует формированию преимущественно краевых дислокаций в границе раздела.

(ii) Несоответствие параметров кристаллических решеток между слоями 1 и 2 составляет  $\sim 4\%$ . Меньшее несоответствие определяет процесс релаксации, растянутый во времени и по толщине растущей пленки. При этом увеличивается вероятность введения энергетически наиболее выгодных дислокаций и уменьшается вероятность формирования комплементарных пар дислокаций (в сумме дающих вектор Бюргерса краевой дислокации). Измеренная зависимость поворота слоев 2 (рис. 7) соответствует увеличению доли нескомпенсированных



**Рис. 7.** Зависимость углов разворота в слоях  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  от угла отклонения подложки.  $\nabla$  и  $\blacktriangledown$  — данные, полученные для слоев 1 из НТ и ЛТ групп соответственно. Аналогично  $\square$  и  $\blacksquare$  — данные, полученные для слоев 2 из НТ и ЛТ групп. Линии проведены для облегчения восприятия рисунка.

выгодных дислокационных семейств по мере увеличения угла отклонения подложки при относительно небольших несоответствиях.

Полученные результаты согласуются с литературными данными. Возрастание доли  $\text{As}$  с увеличением температуры роста и с увеличением угла отклонения наблюдалось при МЛЭ твердых растворов  $\text{GaAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  [30,18]. Эффективность встраивания мышьяка из потока молекул  $\text{As}_4$  и  $\text{As}_2$  при МЛЭ твердых растворов соединений  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  с замещением по V группе существенно различаются [31]. Различие в изменении величины доли  $x$  с увеличением угла отклонения  $0 \rightarrow 5^\circ$  при использовании потока молекул  $\text{As}_2$  и  $\text{As}_4$ , может быть связано с разными механизмами взаимодействия молекул  $\text{As}_2$  и  $\text{As}_4$  с поверхностью антимионидов [17,31]. В работе [17] было показано, что молекулы  $\text{As}_2$  взаимодействуют с поверхностью  $\text{GaSb}(100)$  преимущественно по механизму замещения, а молекулы  $\text{As}_4$  — по вакансионному механизму. Наибольшая вероятность возникновения вакансий, которые в итоге могут быть заняты молекулами  $\text{As}_4$ , наблюдается на краях ступеней. По мере увеличения угла отклонения от плоскости (100) происходит возрастание плотности ступеней, что приводит к увеличению вероятности возникновения вакансионных мест, на которых и происходит преимущественная хемосорбция молекул  $\text{As}_4$ . В случае  $\text{As}_2$  данный эффект будет слабо выражен, так как помимо заполнения вакансий имеет место и замещение сурьмы димерами мышьяка. Описанные процессы происходят одинаково эффективно по всей поверхности роста (на поверхности террас и краях ступеней) [17].

С увеличением  $T_s$  будет расти вероятность десорбции  $\text{Sb}$  из хемосорбированного состояния. Так как вероятность такой десорбции будет выше на краях

ступеней, в случае  $As_4$  доля  $x$  в пленках  $InAs_xSb_{1-x}$  при высоких  $T_s$  будет возрастать быстрее с увеличением отклонения, чем при низких  $T_s$ .

#### 4. Заключение

Проведены исследования влияния параметров роста на состав и кристаллическое совершенство твердых растворов  $InAs_xSb_{1-x}$ , выращенных методом МЛЭ. Установлено, что состав твердого раствора зависит от угла отклонения подложки от грани (100). Доля  $x$  последовательно увеличивается в ряду отклонений  $0 \rightarrow 5^\circ$  как при росте в потоке молекул  $As_2$ , так и  $As_4$ . Наиболее заметное увеличение доли  $x$  наблюдается при использовании потока молекул  $As_4$  как для низкой, так и для высокой температуры. Данный эффект может быть объяснен тем, что молекулы  $As_2$  взаимодействуют с поверхностью  $A^{III}Sb(100)$  преимущественно по механизму замещения, а молекулы  $As_4$  — по вакансионному механизму. Возрастание плотности ступеней по мере увеличения угла отклонения от плоскости (100) приводит к увеличению количества вакансионных мест в подрешетке V группы освобождаемых сурьмой в результате десорбции. Посредством этих вакансий преимущественно идет взаимодействие молекул  $As_4$  с поверхностью роста.

Показано, что морфология поверхности твердых растворов  $InAs_xSb_{1-x}$  улучшается при увеличении угла отклонения при низкой температуре роста ( $310^\circ C$ ) и ухудшается при высокой ( $380^\circ C$ ). Определены зависимости углов разворота кристаллических решеток слоев от степени отклонения подложки. Характер этих зависимостей свидетельствует о формировании преимущественно краевых дислокаций в границе раздела с большим несоответствием параметров решетки (твердый раствор — подложка).

Работа выполнена в рамках ГЗ 0306-2016-0011, 0306-2018-0011 и при поддержке РФФИ: гранты 16-32-60087 и 18-32-00125, СП-749.2016.1.

#### Список литературы

- [1] E.A. Emel'yanov, A.V. Vasev, B.R. Semyagin, A.P. Vasilenko, A.A. Komanov, A.K. Gutakovskii, M.A. Putyato, V.V. Preobrazhenskii. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **643**, 012006 (2015).
- [2] A. Rogalski. *Progr. Quant. Electron.*, **13**, 191 (1989).
- [3] C.G. Bethea, M.Y. Yen, B.F. Levine, K.K. Choi, A.Y. Cho. *Appl. Phys. Lett.*, **51**, 1431 (1987).
- [4] W. Dobbelaere, J. De Boeck, P. Heremans, R. Mertens, G. Borghs, W. Luyten, J. Van Landuyt. *Appl. Phys. Lett.*, **60**, 3256 (1992).
- [5] C. Besikci, S. Ozer, C. Van Hoof, L. Zimmermann, J. John, P. Merken. *Semicond. Sci. Technol.*, **16**, 992 (2001).
- [6] Y.Z. Gao, X.Y. Gong, W.Z. Fang, G.H. Wu, Y.B. Feng. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **48**, 080202 (2009).
- [7] H. Gao, W. Wang, Z. Jiang, L. Liu, J. Zhou, H. Chen. *J. Cryst. Growth*, **308**, 406 (2007).
- [8] Y.M. Lin, C.H. Chen, J.S. Wu, C.P. Lee. *J. Cryst. Growth*, **402**, 151 (2014).
- [9] I. Yonenaga, K. Sumino. *J. Cryst. Growth*, **126**, 19 (1993).
- [10] C. Lavoie, T. Pinnington, E. Nodwell, T. Tiedje, R.S. Goldman, K.L. Kavanagh, J.L. Hutter. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 3744 (1995).
- [11] H. Suzuki, T. Sasaki, A. Sai, Y. Ohshita, I. Kamiya, M. Yamaguchi, M. Takahasi, S. Fujikawa. *Appl. Phys. Lett.*, **97**, 041906 (2010).
- [12] S. Lohr, S. Mendach, T. Vonau, C. Heyn, W. Hansen. *Phys. Rev. B*, **67**, 045309 (2003).
- [13] I. Tangring, S. Wang, M. Sadeghi, A. Larsson. *Electron. Lett.*, **42** (12), 691 (2006).
- [14] Y. Sun, K. Li, J. Dong, X. Zeng, S. Yu, Y. Zhao, C. Zhao, H. Yang. *J. Alloys Comp.*, **597**, 45 (2014).
- [15] P. Werner, N.D. Zakharov, Y. Chen, Z. Liliental-Weber, J. Washburn, J.F. Klem, J.Y. Tsao. *Appl. Phys. Lett.*, **62**, 2798 (1993).
- [16] S.Z. Yu, J.R. Dong, Y.R. Sun, K.L. Li, X.L. Zeng, Y.M. Zhao, H. Yang. *Chin. Phys. B*, **25** (3), 038101 (2016).
- [17] Е.А. Емельянов, Д.Ф. Феклин, А.В. Васев, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин, А.П. Василенко, О.П. Пчеляков, В.В. Преображенский. *Автоматрица*, **47** (5), 43 (2011).
- [18] K. Mochizuki, T. Nishinaga. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **27**, 1585 (1988).
- [19] T. Nishinaga, T. Shitara, K. Mochizuki, K.I. Cho. *J. Cryst. Growth*, **99**, 482 (1990).
- [20] A.N. Semenov, V.S. Sorokin, V.A. Solovyev, B.Ya. Meltser, S.V. Ivanov. *Semiconductors*, **38**, 266 (2004).
- [21] V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, O.P. Pchelyakov, B.R. Semyagin. *J. Cryst. Growth*, **201**, 170 (1999).
- [22] V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, O.P. Pchelyakov, B.R. Semyagin. *J. Cryst. Growth*, **201**, 166 (1999).
- [23] В.В. Преображенский, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **36** (8), 897 (2002).
- [24] J.R. Waterman, B.V. Shanabrook, R.J. Wagner. *J. Vac. Sci. Techn. B*, **10**, 895 (1992).
- [25] А.В. Васев, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин, В.А. Селезнев, В.В. Преображенский. *Изв. вузов. Сер. физ.*, **9**, 5 (2008).
- [26] P.F. Fewster. *X-ray scattering from semiconductors*. 2nd edn (London, Imperial College Press, 2001).
- [27] H. Nagai. *J. Appl. Phys.*, **45**, 3789 (1974).
- [28] А.В. Колесников, А.С. Ильин, Е.М. Труханов, А.П. Василенко, И.Д. Лошкарев, А.С. Дерябин. *Изв. РАН. Сер. физ.*, **75** (5), 652 (2011).
- [29] И.Д. Лошкарев, А.П. Василенко, Е.М. Труханов, А.В. Колесников, М.А. Путьято, М.Ю. Есин, М.О. Петрушков. *Письма ЖТФ*, **43** (4), 64 (2017).
- [30] E. Selvig, B. Fimland, T. Skauli, R. Naakenaasen. *J. Cryst. Growth*, **227-228**, 562 (2001).
- [31] M. Losurdo, P. Capezzuto, G. Bruno, A. Brown, T. Brown, G. May. *J. Appl. Phys.*, **100**, 013531 (2006).

*Редактор Г.А. Оганесян*

## The growth of $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ solid solutions on miscut GaAs(001) substrates by molecular-beam epitaxy method

*E.A. Emelyanov, A.V. Vasev, B.R. Semyagin,  
M.Y. Yesin, I.D. Loshkarev, A.P. Vasilenko, M.A. Putyato,  
M.O. Petrushkov, V.V. Preobrazhenskii*

Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,  
Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,  
630090 Novosibirsk, Russia

**Abstract** The influence of substrate misorientation degree on the composition and morphology of layers during molecular-beam epitaxy of  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  solid solutions on the GaAs surface was studied. The GaAs wafers with orientation (001), which were miscut in the [110] direction by 0, 1, 2 and 5°, were used as substrates. The growth of heterostructures was performed for temperatures of 310°C and 380°C (lower and upper boundaries for the temperature range of structurally perfect  $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$  films formation, respectively). The influence of the arsenic molecular form ( $\text{As}_2$  or  $\text{As}_4$ ) on the composition of layers was studied.

Studies of composition and structural properties were carried out using high-resolution X-ray diffractometry (HRXRD) and atomic force microscopy (AFM). It was established that in the series of misorientation  $0 \rightarrow 5^\circ$  the arsenic fraction  $x$  increases consecutively with the use of both flux of  $\text{As}_2$  and flux of  $\text{As}_4$  molecules. When the flux of  $\text{As}_2$  molecules is used, the fraction  $x$  increases insignificantly (in 1.05 times) with a rise of misorientation degree, but when using  $\text{As}_4$  molecules,  $x$  increases in 1.75 times. The increase of the growth temperature leads to the rise of the arsenic fraction in the solid solution. The morphology of the surface improves during increasing of misorientation degree at a low growth temperature and degrades at high temperatures.