

УДК 539.23

МОРФОЛОГИЯ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК AlGaInSbAs, ВЫРАЩЕННЫХ НА ПОДЛОЖКАХ InAs

© 2021 г. Л. С. Лунин^а, *, М. Л. Лунина^а, Д. Л. Алфимова^а,
А. С. Пашенко^а, О. С. Пашенко^а

^аЮжный научный центр Российской академии наук, Ростов-на-Дону, 344006 Россия

*e-mail: lunin_ls@mail.ru

Поступила в редакцию 14.04.2020 г.

После доработки 03.06.2020 г.

Принята к публикации 05.06.2020 г.

Обсуждается влияние условий выращивания на морфологию поверхности и структурные свойства твердых растворов AlGaInSbAs, полученных на подложках арсенида индия. Определены оптимальные параметры процесса выращивания ($T < 873$ К, $G \leq 60$ К/см, $l > 80$ мкм) изопериодных пленок AlGaInSbAs на подложках InAs с высоким структурным совершенством $B_{H/2} < 30''$ и шероховатостью поверхности менее 12 нм. Исследовано влияние состава эпителиальных пленок AlGaInSbAs на рассогласование периодов решетки пленки и подложки InAs. Показано, что рассогласование периодов решеток пленки и подложки увеличивается с ростом галлия в твердом растворе $Al_xGa_yIn_{1-x-y}Sb_zAs_{1-z}$ и достигает величины $\Delta a = 1.8 \times 10^{-2}$ Å. В случае изменения концентрации сурьмы рассогласование решеток достигает $\Delta a = 7.2 \times 10^{-3}$ Å при $z = 0.5$ моль доли.

Ключевые слова: эпитаксиальные пленки, полупроводниковые твердые растворы AlGaInSbAs, термодинамические и кристаллохимические параметры, ширина запрещенной зоны, кривые дифракционного отражения, гетерограница, поверхность, морфология, рассогласование периодов решеток.

DOI: 10.31857/S1028096021050137

ВВЕДЕНИЕ

Создание новых конструктивных материалов с заданными свойствами и характеристиками в твердотельной микроэлектронике зачастую основано на использовании полупроводниковых твердых растворов [1–6], что обуславливает актуальность их изучения. Выбор пятикомпонентных твердых растворов обусловлен возможностью повысить совершенство гетерограницы “эпитаксиальный слой–подложка” за счет одновременного согласования параметров решетки и коэффициентов термического расширения (КТР) сопрягаемых материалов [1, 7]. Это позволяет создавать изопараметрические гетероструктуры для высокоэффективных приборов, работающих в широком спектральном диапазоне. Для создания термофотоэлектрических преобразователей (ТФЭП) и фотоприемников (ФП), работающих в диапазоне длин волн более 2.2 мкм, необходимо получение и исследование твердых растворов AlGaInSbAs, изопериодных арсениду галлия [8–14]. Использование гетероструктур AlGaInSbAs/InAs для ТФЭП и ФП предъявляет повышенные требования к морфологии поверхности эпитаксиальных слоев и их структурному совершенству [15–17].

Целью настоящей работы является исследование морфологии поверхности и структурного совершенства эпитаксиальных слоев твердых растворов AlGaInSbAs, выращенных на подложках InAs.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

Для выращивания твердых растворов AlGaInSbAs на подложках InAs необходим теоретический анализ их устойчивости к спинодальному распаду. По методике [7] был проведен расчет областей спинодального распада. На рис. 1 приведены линии спинодали при 773 К для твердого раствора AlGaInSbAs без учета возможного влияния упругих напряжений на границе слой–подложка. Видно, что с ростом концентрации Al в твердом растворе область спинодального распада расширяется и все большая часть изопериодических составов попадает в зону распада. Тем не менее, даже при небольшом отклонении от изопериодных составов появляются напряжения из-за рассогласования периодов решеток подложки и слоя, которые сужают область спинодального распада [1, 7, 18].

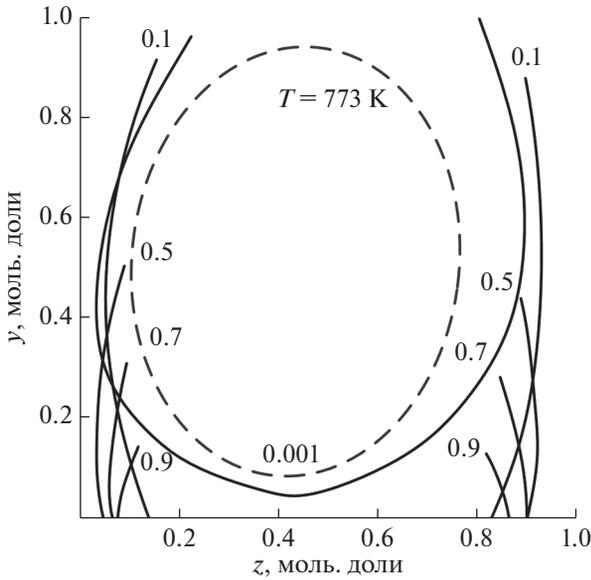


Рис. 1. Концентрационные зависимости $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}/\text{InAs}$ -областей спинопального распада (пунктиром обозначены области составов, подверженных распаду при относительном рассогласовании периодов решетки пленки и подложки $\Delta a/a = 2.8 \times 10^{-3}$ ($\Delta a = 1.8 \times 10^{-2} \text{ \AA}$); цифры при кривых указывают значения содержания Al в твердой фазе (x)).

На рис. 1 пунктирная кривая соответствует твердому раствору $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$, рассогласованному по параметру решетки на $\Delta a/a = 2.8 \times 10^{-3}$ ($\Delta a = 1.8 \times 10^{-2} \text{ \AA}$) для $x = 0.1$ мол. доли.

Следует отметить, что точность расчетов зависит от выбора модели распределения компонентов твердого раствора в подрешетках III и V групп:

- 1) распределение атомов случайное, т.е. пятикомпонентная твердая фаза представляет регулярный раствор;
- 2) упорядоченное распределение атомов в твердом растворе, которое учитывает парное взаимодействие.

Влияние упорядочения в твердых растворах на параметр кристаллической решетки и его отклонения для случайного распределения атомов представлены на рис. 2 и рис. 3 соответственно.

Видно, что параметр решетки твердого раствора, рассчитанного в рамках модели регулярного раствора a_{reg} , больше того же параметра, найденного с учетом упорядочения a_{ord} , при всех значениях x . Зависимость $(a_{\text{reg}} - a_{\text{ord}})/a_{\text{reg}} = \Delta a/a_{\text{reg}}$ от z имеет при $z = 0.5$ мол. доли максимумы, высота которых растет с увеличением x . Отношение мольных долей x_{AlSb} , x_{GaAs} с упорядочением к соответствующим полям случайного распределения в твердом растворе (рис. 3) подтверждает необ-

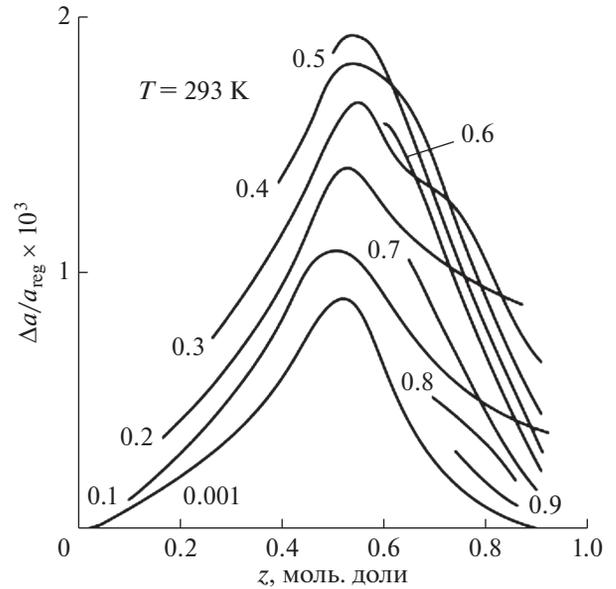


Рис. 2. Влияние эффекта упорядочения на параметр кристаллической решетки регулярного твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$.

димостью учета упорядочения в твердом растворе $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$.

Зависимости коэффициентов распределения компонентов в гетеросистеме $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}/\text{InAs}$ от состава представлены на рис. 4. На графиках отсутствует коэффициент распределения индия. В нашем случае он находился в диапазоне $0.1 \leq K_{\text{In}} \leq 0.6$. Величина K_{Al} меняется с изменением z в пределах от 10^4 до 10, причем $K_{\text{Al}} \leq 500$, когда $z \geq 0.75$ мол. доли практически при любом значении x . В этом случае для $x \leq 0.2$ мол. доли имеются два состава в пределах $0 \leq z \leq 0.6$ мол. доли, для которых K_{Al} одинаков. Аналогичная ситуация наблюдается и для K_{Ga} . Величина K_{Ga} также заметно зависит от состава твердого раствора и лежит в пределах $0.2 \leq K_{\text{Ga}} \leq 40$, т.е. имеет значения, при которых осуществление жидкофазного роста без подпитки не вызывает особых трудностей.

K_{Sb} растет с увеличением z , а K_{Ga} , наоборот, снижается. Величина K_{As} зависит от состава существенно, однако K_{As} , в отличие от K_{Al} , увеличивается с ростом z , и уже при $x > 0.3$ мол. доли величина K_{As} превышает 500. Это делает проблематичной возможность выращивания слоев твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$ при $x > 0.3$ мол. доли и $z > 0.6$ мол. доли без подпитки жидкой фазы соответствующими элементами.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Выращивание эпитаксиальных слоев твердого раствора AlGaInSbAs толщиной 1–5 мкм на под-

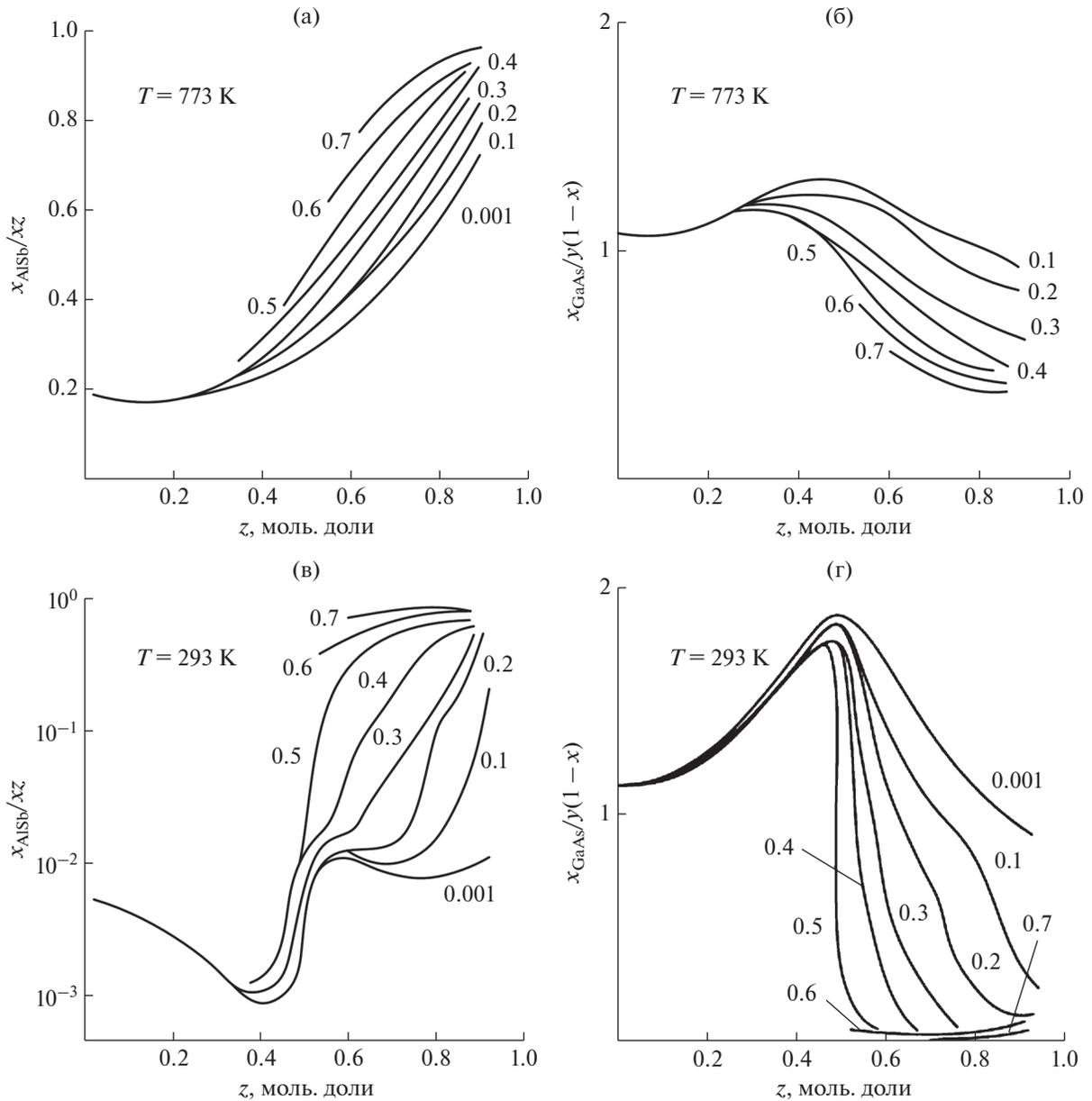


Рис. 3. Отклонения упорядоченного распределения компонентов в твердом растворе $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$ от случайного при температуре $T = 773 \text{ K}$ (а, б) и $T = 293 \text{ K}$ (в, г).

ложках InAs осуществляли методом ЗПГТ [18, 19]. К исходным материалам для проведения эпитаксии из жидкой фазы в поле температурного градиента относится также материал подложки. Мы использовали монокристаллические подложки InAs. Экспериментальные данные показывают, что основные характеристики эпитаксиальных слоев твердых растворов АПВV, полученных методом ЗПГТ, существенно зависят от кристаллографической ориентации и качества подготовки поверхности [19]. Подготовка пластин предполагает обеспечение планарной зеркальной поверхности с шероховатостью менее 10 нм. При этом поверх-

ность подложки должна быть ориентирована и точно соответствовать заданной кристаллографической плоскости. Причем пределы разориентации должны составлять не более $10''$. Перед эпитаксией проводились традиционные операции обезжиривания, химической и плазмохимической обработки. Для уменьшения шероховатости поверхности подложки InAs до 1 нм применяли ионно-лучевую полировку [20].

Для получения эпитаксиальных слоев твердого раствора AlGaInSbAs постоянного состава использовалась подпитывающая твердая фаза, содержащая компоненты с большим коэффициен-

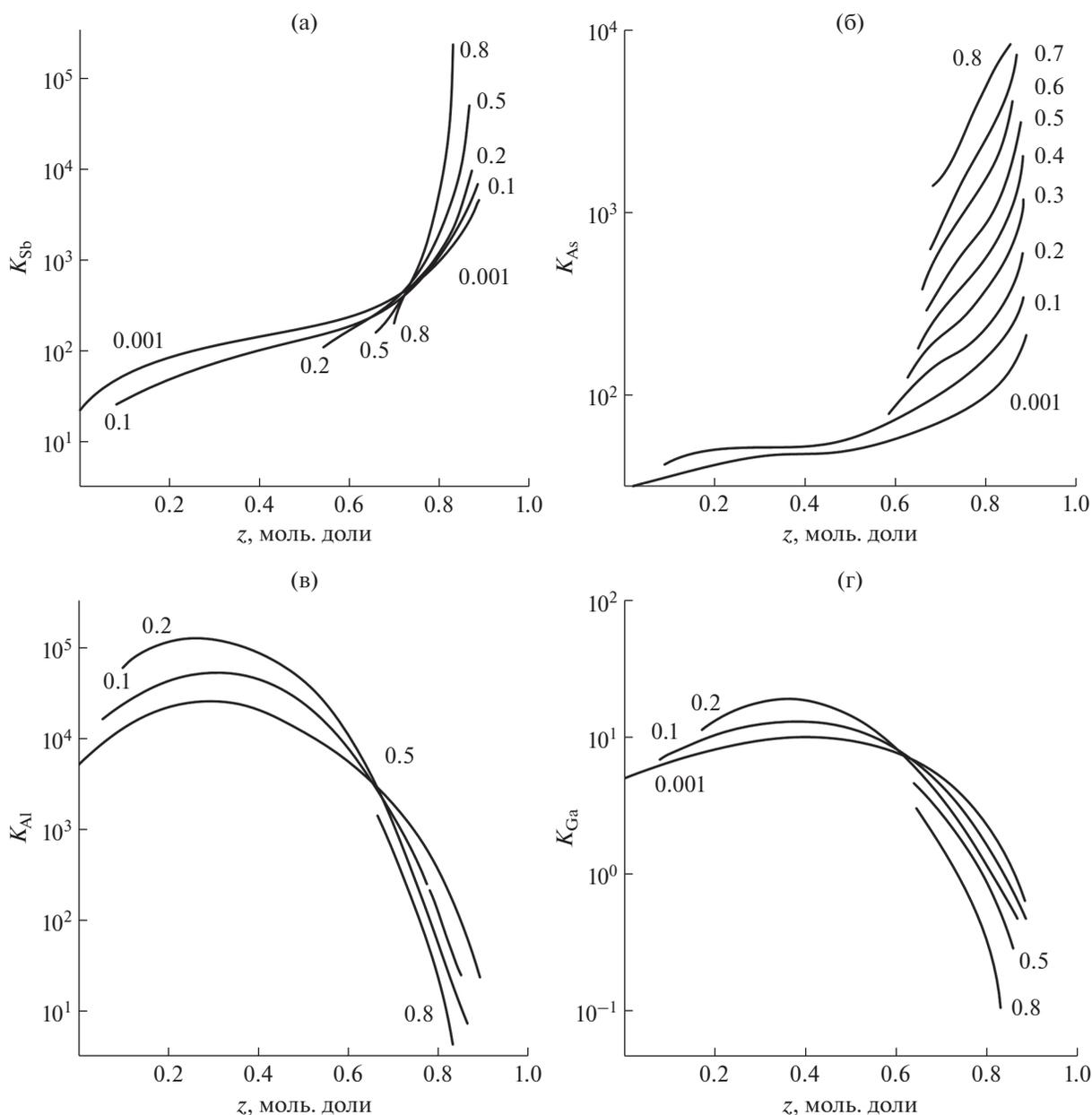


Рис. 4. Зависимости коэффициентов распределения химических элементов в твердом растворе $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$ от их концентрации: (а) Sb; (б) As; (в) Al; (г) Ga.

том распределения Al и As (рис. 3). В качестве подпитывающей твердой фазы применяли предварительно синтезированные поликристаллы AlGaSbAs необходимого состава. Методика синтеза поликристалла описана в работе [19].

Определение несоответствия параметров решеток подложки и слоя, а также оценка кристаллического совершенства гетероструктур осуществлялись методом регистрации рентгеновской дифракции. Получение кривых дифракционного отражения (КДО) рентгеновского излучения проводилось на высокоразрешающем рентгеновском

дифрактометре ТРС-1 в двухкристалльной геометрии с использованием $\text{CuK}\alpha$ -излучения. Погрешность измерений составляла 10^{-4} Å. Кристаллическое совершенство структуры также оценивалось на электронографе ЭМР-102 по электронограммам, снятым на отражение (путем анализа наличия Кикучи-линий) при ускоряющем напряжении 100 кВ и токе луча 1 мА.

Составы полученных твердых растворов определяли методом масс-спектропии вторичных нейтральных частиц [21]. Масс-спектры измерялись при травлении поверхности гетероструктур

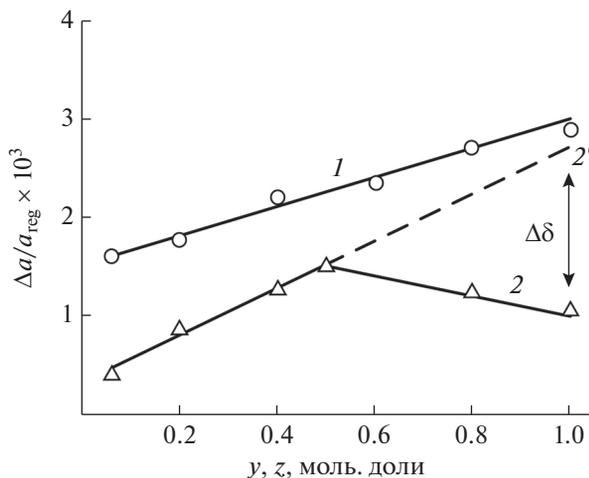


Рис. 5. Зависимость рассогласования периодов решеток подложки InAs и эпитаксиальной пленки твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$ от концентрации галлия (кривая 1) и сурьмы (кривая 2) при $T = 753 \text{ K}$, $G \leq 30 \text{ K/см}$, $l > 120 \text{ мкм}$.

со стороны эпитаксиального слоя ионами аргона с энергией 4 кэВ и плотностью тока 50 мкА/см^2 . Вторичные частицы регистрировали квадрупольным масс-спектрометром Micromass PC100 в режиме многоканального ионного мониторинга. Относительное среднеквадратическое отклонение измерений массовой доли составляет не более 0.1%. Давление аргона в камере составляло $6.5 \times 10^{-4} \text{ Па}$.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

При гетероэпитаксии наиболее важную роль в дефектообразовании играет различие периодов кристаллических решеток, сопрягающихся на границе материалов. Согласно закону Вегарда, период решетки твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$ определяется интерполяционной зависимостью от его состава. На рис. 5 приведена зависимость рассогласования периодов решетки от концентрации атомов галлия (кривая 1) и сурьмы (кривая 2).

Видно, что с ростом концентрации Ga разница периодов решетки возрастает, достигая максимального значения $\Delta a/a = 3 \times 10^{-3}$ ($\Delta a = 1.8 \times 10^{-2} \text{ \AA}$). Для сурьмы $\Delta a/a$ вначале возрастает, достигая максимума 1.2×10^{-3} при $z = 0.5$ мол. доли, а затем спадает. Это связано, по-видимому, с усилением эффекта упорядочения при концентрациях $\text{Sb} > 0.5$ моль. доли, что подтверждает характер расчетов, проведенных с учетом эффекта упорядочения (рис. 3). Пунктирная кривая 2' (рис. 5) показывает зависимость $\Delta a/a$ при случайном распределении атомов в твердом растворе AlGaInSbAs. Величина $\Delta\delta$ является параметром упорядочения.

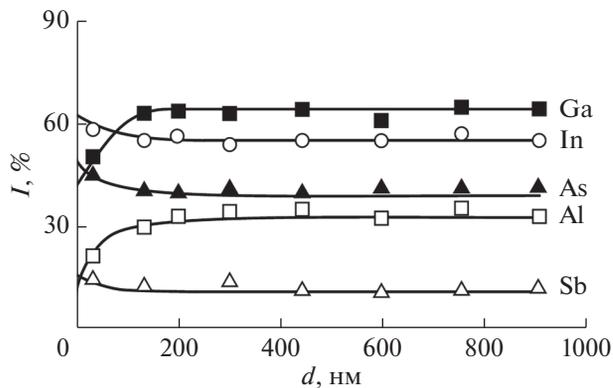


Рис. 6. Профиль распределения компонентов по глубине эпитаксиального слоя твердого раствора AlGaInSbAs/InAs, полученный методом оже-спектроскопии.

Как видно, для твердого раствора AlGaInSbAs при расчетах периода решетки следует учитывать эффект упорядочения распределения атомов в подрешетке. Следует заметить, что эпитаксиальные пленки имеют постоянный состав по толщине (рис. 6).

Для исследования структурного совершенства выращивались изопериодные ($\Delta a/a < 1 \times 10^{-3}$, $\Delta a < 6 \times 10^{-3} \text{ \AA}$) и неизопериодные ($\Delta a/a > 5 \times 10^{-3}$, $\Delta a > 3 \times 10^{-2} \text{ \AA}$) гетероструктуры, составы которых были получены из расчетных данных, представленных на рис. 1, в области существования твердого раствора. Результаты исследования структурного совершенства (рис. 7) показали, что во всех изопериодных гетероструктурах $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}/\text{InAs}$ (изолиния 0.1 на рис. 1) интенсивность пиков и полуширина КДО на половине высоты $B_{H/2}$ для слоя и подложки сравнимы (рис. 7, кривые 2 и 1 соответственно).

Для неизопериодной гетероструктуры $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.4}\text{In}_{0.4}\text{Sb}_{0.4}\text{As}_{0.6}/\text{InAs}$ наблюдается значительное увеличение $B_{H/2}$ и уменьшение интенсивности пика (рис. 7, кривая 3). Следует отметить, что увеличение полуширины КДО эпитаксиального слоя влечет к росту аналогичной величины у подложки. Это связано с тем, что ухудшение структуры слоя приводит к появлению в нем дополнительных напряжений, действующих на подложку.

При малой толщине эпитаксиальных слоев AlGaInSbAs ($< 1 \text{ мкм}$) возрастание $B_{H/2}$ их КДО не приводит к увеличению $B_{H/2}$ КДО подложки. Уменьшение полуширины переходного слоя (неоднородного по составу рис. 6) на границе раздела слой-подложка или его отсутствие приводит к улучшению кристаллического совершенства слоя в целом. Из-за низкой плотности ростовых дефектов сохраняется однородность эпитаксиаль-

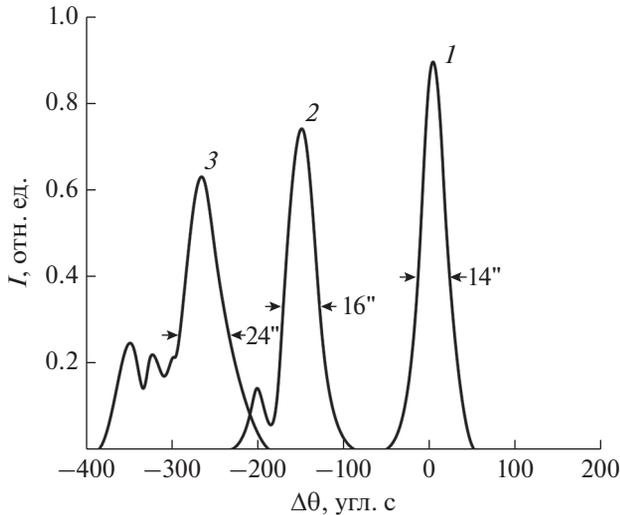


Рис. 7. Кривые дифракционного отражения: 1 – подложки InAs, 2 – изопериодного слоя $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$, 3 – не изопериодного твердого раствора $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.4}\text{In}_{0.4}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$.

ных слоев AlGaInSbAs, о чем свидетельствует присутствие четко наблюдаемых толщинных осцилляций на КДО, обусловленных интерференцией излучения в эпитаксиальном слое с планарным верхним и нижним ограничениями (между прямой волной и двукратным отражением). Отметим, что картина дифракции рентгеновского излучения в условиях четких фазовых соотношений оказывается наиболее чувствительной к минимальным нарушениям кристаллического совершенства, возникающим на начальной стадии релаксации упругих напряжений. Увеличение значения рассогласования параметров слоя AlGaInSbAs и подложки InAs ведет к уменьшению амплитуды, увеличению $B_{H/2}$ и количества толщинных осцилляций, что, в свою очередь, указывает на ухудшение планарности эпитаксиальных слоев и гладкости гетерограницы (рис. 7).

Кристаллическое совершенство эпитаксиальных слоев AlGaInSbAs/InAs также оценивалось по электронограммам, полученным на отражение, путем анализа Кикучи-линий (рис. 8).

Видно, что для изопериодных гетероструктур $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}/\text{InAs}$ кристаллическая структура поверхностного слоя высокосовершенна, о чем свидетельствует наличие на электронограммах сетки штрихов и Кикучи-полос (рис. 8а). При увеличении несоответствия ($\Delta a/a$) до 1×10^{-3} структура верхнего слоя мозаична, а более глубоких слоев (свыше 10 нм) совершенна (рис. 8б). При еще большем увеличении несоответствия $\Delta a/a > 5 \times 10^{-3}$ ($\Delta a > 3 \times 10^{-2} \text{ \AA}$) структура остается мозаичной на всю глубину эпитаксиального слоя,

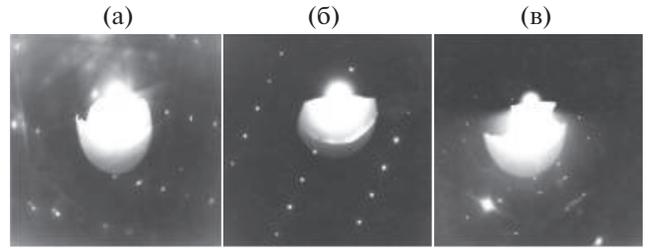


Рис. 8. Электронограммы дифракции быстрых электронов эпитаксиальных слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$ на подложках InAs: а – $x = 0.1, y = 0.2, z = 0.3$ моль. доли; б – $x = 0.2, y = 0.4, z = 0.4$ моль. доли; в – $x = 0.8, y = 0.1, z = 0.6$ моль. доли.

что свидетельствует о наличии неомогенности состава твердого раствора (рис. 8в).

В работе было исследовано влияние толщины жидкой зоны l , температуры T и ее градиента G на структурное совершенство изопараметрических эпитаксиальных слоев $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$ (рис. 9).

Зависимость $B_{H/2}$ кривых КДО от толщины жидкой зоны l (рис. 9а) показала, что для тонких зон ($l < 40$ мкм) наблюдается значительное ухудшение качества эпитаксиальных слоев $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$, особенно это проявляется для нанослоев (< 25 нм). Это связано с тем, что в тонких зонах не происходит полного растворения микрочастиц при кристаллизации источника, в результате в эпитаксиальных слоях наблюдаются нановключения, нарушаются планарность гетерограницы и однородность состава. По мере увеличения толщины зоны ($l > 40$ мкм) улучшается качество слоев $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$, выражаемое в уменьшении $B_{H/2}$. Однако дальнейшее увеличение толщины зоны $l > 200$ мкм приводит к увеличению градиента температуры и возникновению различия скоростей растворения и кристаллизации. Как следствие происходит отклонение состава твердого раствора $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$ от стехиометрического. Этим объясняется ухудшение структурного совершенства эпитаксиального слоя $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$ и выбор оптимальных толщин зон ($100 \leq l \leq 200$ мкм) для получения совершенных гетероструктур с $B_{H/2} < 30''$ (рис. 9а).

Результаты измерений полуширины $B_{H/2}$ КДО для слоев $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$ от температуры подложки T и дополнительного вертикального градиента температуры G приведены на рис. 9б, в соответственно. Показано, что структурное совершенство слоев значительно ухудшается при температурах > 873 К и градиентах температур > 60 К/см и достигают значительных величин $B_{H/2} \geq 40''$. Это обуславливается нарушением теплового и диффузионного равновесия, вследствие чего нарушается стабильность фронта кристалли-

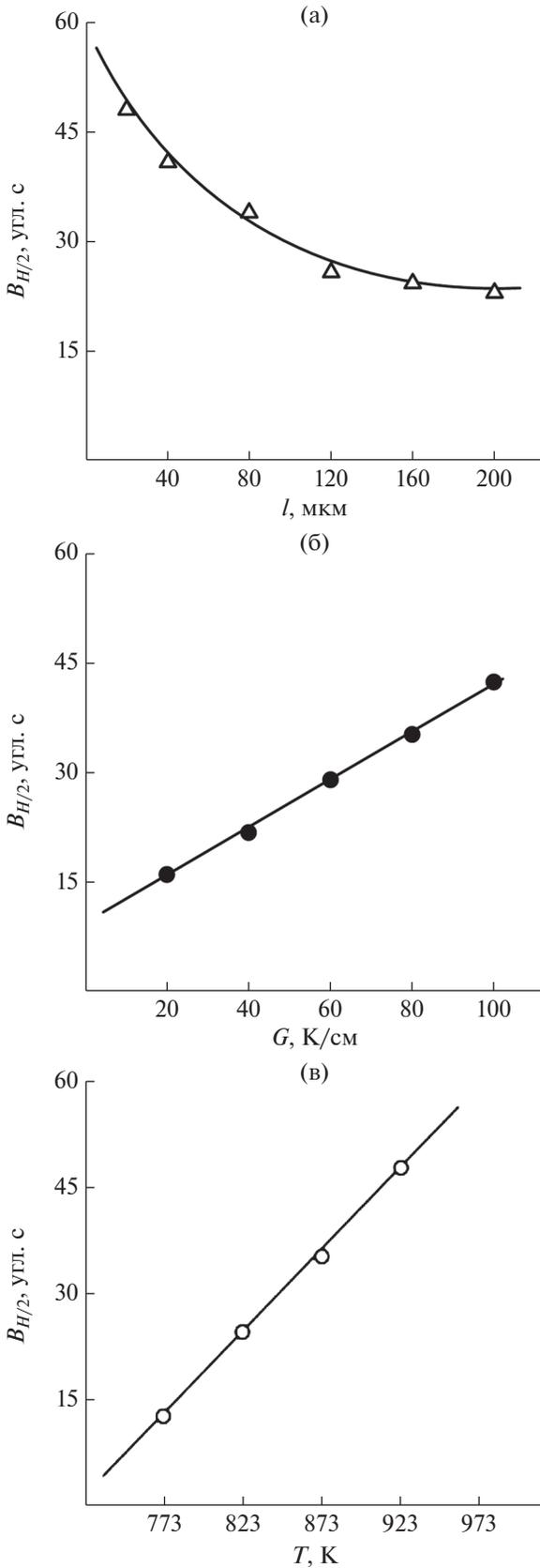


Рис. 9. Зависимости ширины кривых качания на половине максимума $V_{H/2}$ от: а – толщины зоны l , б – градиента температуры G , в – температуры T .

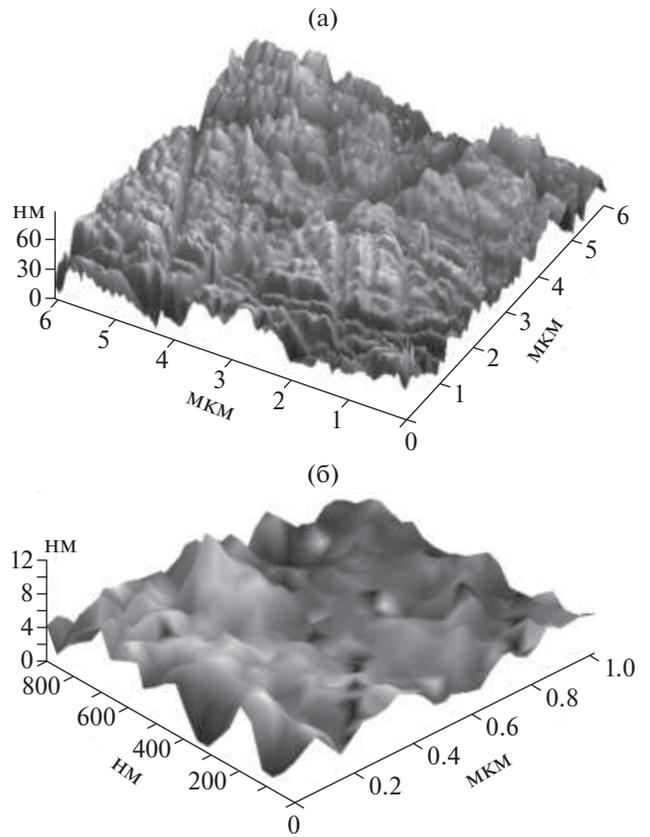


Рис. 10. Морфология поверхности эпитаксиальных слоев $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$: а – $T > 873 \text{ К}$, $G > 60 \text{ К/см}$, $l < 80 \text{ мкм}$; б – $T < 873 \text{ К}$, $G < 60 \text{ К/см}$, $l > 80 \text{ мкм}$.

зации и появляются микро- и нановключения на гетерогранице $\text{AlGaInSbAs}/\text{InAs}$.

Результаты исследования морфологии поверхности изо-параметрических эпитаксиальных слоев $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$ показали, что поверхность слоев имеет некоторый рельеф. Измерения шероховатости продемонстрировали ее зависимость от параметров процесса выращивания. При температурах $T > 873 \text{ К}$, градиентах $G > 60 \text{ К/см}$ и толщинах зон $l < 80 \text{ мкм}$ шероховатость неравномерна и достигает 60 нм (рис. 10а). Это обусловлено нарушением стабильности и планарности движения зоны и, как следствие, стабильности фронта кристаллизации слоев AlGaInSbAs на подложках InAs . Для эпитаксиальных слоев $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.2}\text{In}_{0.7}\text{Sb}_{0.3}\text{As}_{0.7}$, выращенных при условиях $T < 873 \text{ К}$, $G < 60 \text{ К/см}$ и $l > 80 \text{ мкм}$, достигнута наименьшая шероховатость: не более 12 нм (рис. 10б), что связано со стабильностью фронтов кристаллизации и растворения, так как не наблюдается отклонений от стехиометрического состава из-за несоответствия скоростей кристаллизации и растворения на границах жидкой зоны.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Твердый раствор $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$ склонен к спиновальному распаду. Однако в пределах $0.01 \leq x \leq 0.04$, $0.0 \leq y \leq 0.9$, $0.0 \leq z \leq 0.2$ и $0.8 \leq z \leq 0.9$ моль. доли можно выращивать эпитаксиальные пленки твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$ изопериодные подложкам арсенида индия.

Проведенные рентгеноструктурные исследования подтверждают, что эпитаксиальные слои AlGaInSbAs , изопериодные с InAs , полученные методом ЗПГТ, обладают достаточно высоким структурным совершенством. Показано, что расхождение периодов решеток пленки и подложки увеличивается с ростом галлия в твердом растворе $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$ и достигает максимального значения $\Delta a/a = 3 \times 10^{-3}$ ($\Delta a = 1.8 \times 10^{-2}$ Å). Для сурьмы $\Delta a/a$ сначала возрастает, достигая максимума 1.2×10^{-3} ($\Delta a = 7.2 \times 10^{-3}$ Å) при $z = 0.5$ моль. доли, а затем уменьшается до 0.8×10^{-3} ($\Delta a = 4.8 \times 10^{-3}$ Å). Получены и объяснены зависимости структурного совершенства эпитаксиальных слоев твердого раствора AlGaInSbAs (InAs) от ростовых параметров ЗПГТ: толщины и состава жидкой зоны, температуры и дополнительного вертикального градиента температуры. Выявлены оптимальные параметры процесса выращивания ($T < 873$ К, $G \leq 60$ К/см, $l > 80$ мкм) изопериодных пленок AlGaInSbAs на подложках InAs с высоким структурным совершенством $B_{H/2} < 30''$ и качественной морфологией поверхности с шероховатостью менее 12 нм.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена в рамках государственного задания ФИЦ ЮНЦ РАН № 01201354240, а также при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 20-08-00108А).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Adachi S.* Properties of semiconductor Alloys: Group-IV, III-V and II-VI Semiconductors. Chippenhams: John Wiley & Sons, 2009. 422 p.
2. *Sugiyama H., Uchida K., Han X., Periyanyagam G.K., Aikawa M., Hayasaka N., Shimomura K.* // J. Cryst. Growth. 2019. V. 507. P. 93. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2018.10.024>
3. *Ng J.S., Tan C.H.* // IPC. 2018. Reston. VA. USA. P. 1. <https://doi.org/10.1109/IPCon.2018.8527084>
4. *An N., Ma L., Wen G., Liang Zh., Zhang H., Gao T., Fan C.* // Appl. Sci. 2019. V. 9. № 1. P. 162. <https://doi.org/10.3390/app9010162>
5. *Kressel H., Butler J.K.* Semiconductor lasers and heterojunction LEDs. New York City: Academic Press, 2012. 622 p. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-426250-8.x5001-5>
6. *Cheng H.-W., Lin Sh.-Ch., Li Z.-L., Sun K.-W., Lee Ch.-P.* // Mater. 2019. V. 12. № 2. P. 317. <https://doi.org/10.3390/ma12020317>
7. *Лозовский В.Н., Лунин Л.С.* Пятикомпонентные твердые растворы соединений A^3B^5 . Ростов-на-Дону: СКНЦВШ, 1992. 193 с.
8. *Polupan G., Torchynska T., Vega Macotela L.G., Cisneros Tamayo R., Escobosa Echavarría A.* // J. Mater. Sci.: Mater Electron. 2020. V. 31. № 3. P. 2643. <https://doi.org/10.1007/s10854-019-02803-x>
9. *Zhang Y., Wang Q., Zhang X., Chen B., Wu B., Ma D., Zhang L., Wang Z.* // Jpn. J. Appl. Phys. 2017. V. 56. № 2. P. 025501. <https://doi.org/10.7567/JJAP.56.025501>
10. *Sun Y., Dong J., Yu S., Zhao Y., He Y.* // J. Mater. Sci.: Mater Electron. 2017. V. 28. № 1. P. 745. <https://doi.org/10.1007/s10854-016-5585-z>
11. *Piskorski Ł., Frąskiewicz L., Sarzała R.P.* // Bull. Pol. Ac.: Tech. 2015. V. 63. № 3. P. 597. <https://doi.org/10.1515/bpasts-2015-0070>
12. *Seredin P.V., Lenshin A.S., Arsenyev I.N., Vinokurov D.A., Prutskij T., Leiste H., Rinke M Glotov A.V., Lenshin A.S., Arsenyev I.N., Vinokurov D.A., Prutskij T., Leiste H., Rinke M* // Semicond. 2014. V. 48. № 1. P. 21. <https://doi.org/10.1134/S1063782614010217>
13. *Torchynska T., Cisneros-Tamayo R., Vega-Macotela L., Polupan G., Escobosa-Echavarría A.* // Superlattices Microstruct. 2018. V. 124. P. 153. <https://doi.org/10.1016/j.spmi.2018.10.005>
14. *Seredin P.V., Glotov A.V., Domashevskaya E.P., Arsenyev I.N., Vinokurov D.A., Tarasov I.S.* // Appl. Surf. Sci. 2013. V. 267. P. 181. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.09.053>
15. *Arif O., Zannier V., Li A., Rossi F., Ercolani D., Beltram F., Sorba L.* // Cryst. Growth Des. 2020. V. 20. № 2. P. 1088. <https://doi.org/10.1021/acs.cgd.9b01421>
16. *Solov'ev V.A., Chernov M.Y., Morozov S.V., Kudryavtsev K.E., Sitnikova A.A., Ivanov S.V.* // JETP Lett. 2019. V. 110. № 5. P. 313. <https://doi.org/10.1134/S0021364019170120>
17. *Hasan S., Han H., Korytov M., Pantouvaki M., Van Campenhout J., Merckling C., Vandervorst W.* // J. Cryst. Growth. 2020. V. 531. P. 125342. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2019.125342>
18. *Alfimova D.L., Lunin L.S., Lunina M.L., Kazakova A.E., Pashchenko A.S., Chebotarev S.N.* // Inorg. Mater. 2017. V. 53. № 12. P. 1217. <https://doi.org/10.1134/S0020168517120019>
19. *Лозовский В.Н., Лунин Л.С., Попов В.П.* Зонная перекристаллизация градиентом температуры полупроводниковых материалов. М.: Металлургия, 1987. 232 с.
20. *Chebotarev S.N., Pashchenko A.S., Williamson A., Lunin L.S., Irkha V.A., Gamidov V.A.* // Techn. Phys. Lett. 2015. V. 41. P. 661. <https://doi.org/10.1134/S1063785015070056>
21. *Blagin A.V., Valyukhov D.P., Lunin L.S., Pigulev R.V., Khabibulin I.M.* // Inorg. Mater. 2008. V. 44. № 8. P. 793. <https://doi.org/10.1134/S0020168508080013>

Morphology and Structural Properties of AlGaInSbAs Epitaxial Films Grown on InAs Substrates

L. S. Lunin^{1,*}, M. L. Lunina¹, D. L. Alfimova¹, A. S. Pashchenko¹, O. S. Pashchenko¹

¹*Southern Scientific Centre of the Russian Academy of Sciences, Rostov-on-Don, 344006 Russia*

**e-mail: lunin_ls@mail.ru*

There is discussed effect of growth conditions on a surface morphology and structural properties of AlGaInSbAs solid solution obtained on indium arsenide substrates. There are determined optimal parameters of growth process ($T < 873$ K, $G \leq 60$ K/cm, $l > 80$ мкм) of isoperiodic AlGaInSbAs films on InAs substrates with a high structural perfection $B_{H/2} < 30''$ and a surface roughness of less than 12 nm. Effect of composition of epitaxial films of AlGaInSbAs on lattice mismatch of the film and InAs substrate was studied. It is shown that lattice mismatch between the film and the substrate increases with increasing gallium concentration in $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{Sb}_z\text{As}_{1-z}$ solid solution and reaches the value of $\Delta a = 1.8 \times 10^{-2}$ Å. With changing antimony concentration, the lattice mismatch reaches $\Delta a = 7.2 \times 10^{-3}$ Å at $z = 0.5$ mol. frac.

Keywords: epitaxial films, substrate, AlGaInSbAs solid solutions, thermodynamic and crystallochemical parameters, bandgap energy, diffraction reflection curves, heteroboundary, surface, morphology, lattice mismatch.