

Особенности молекулярно-пучковой эпитаксии и структурные свойства гетероструктур на основе AlInSb

© А.Н. Семенов[¶], Б.Я. Мельцер, В.А. Соловьев, Т.А. Комиссарова, А.А. Ситникова,
Д.А. Кириленко, А.М. Надточий, Т.В. Попова, П.С. Копьев, С.В. Иванов

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

(Получена 5 апреля 2011 г. Принята к печати 11 апреля 2011 г.)

Сообщается о получении методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) и исследовании *in situ* с использованием дифракции отраженных быстрых электронов и *ex situ* методами растровой и просвечивающей микроскопии (ПЭМ и РЭМ) слоев AlInSb, выращенных на сильно рассогласованных подложках GaAs (100). Обнаружено, что особенностью гетеросистемы AlInSb/GaAs является высокая вероятность образования дефектов двойникового, и предложены способы снижения их концентрации. Для инициализации роста AlInSb на подложках GaAs в условиях гигантского рассогласования периодов решеток ($\sim 14.5\%$) и быстрого перехода к двумерному росту использовалась поверхность слоя GaAs, предварительно выдержанная под потоком сурьмы, и переходный буферный слой AlSb. Оптимизация начальных стадий МПЭ роста Sb-содержащих слоев на поверхности GaAs позволила более чем на 2 порядка понизить плотность дефектов в GaAs/AlInSb-структурах, в том числе радикально уменьшить концентрацию дефектов двойникового. Определены оптимальные условия МПЭ роста слоев $\text{Al}_x\text{In}_{1-x}\text{Sb}$ в широком диапазоне составов ($0 < x < 0.3$). Проведенные исследования методами ПЭМ и РЭМ подтвердили высокое структурное качество выращенных GaAs/AlInSb-гетероструктур. Измерения эффекта Холла выявили зависимость подвижности и концентрации носителей заряда от содержания алюминия в слоях AlInSb и позволили сделать предварительный вывод о механизмах рассеяния.

1. Введение

Среди бинарных полупроводников семейства $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ InSb является самым узкозонным и характеризуется малой эффективной массой электронов, высокой подвижностью и проводимостью, большими значениями g -фактора и т.д. Уникальные фундаментальные свойства InSb делают этот материал чрезвычайно притягательным как для фундаментальных исследований двумерного электронного газа в условиях сильного спин-орбитального взаимодействия, так и для прикладных применений в СВЧ-электронике, спинтронике и в качестве сенсоров. Лишь только отсутствие комплементарных пар материалов $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$, согласованных с InSb по периоду кристаллической решетки, не позволяет создавать гетероструктуры с высоким структурным совершенством и ограничивает применение InSb в опто- и микроэлектронике. Несмотря на это, на основе InSb были созданы и активно используются датчики Холла [1], фото-приемники ИК диапазона [2], в том числе российскими научно-производственными предприятиями [3], а также исследуются возможности создания на его основе резонансно-туннельных диодов [4] и транзисторов с высокой подвижностью электронов [5]. Важно отметить, что рассогласование периодов кристаллической решетки InSb с подложками GaAs, которые обычно используются для создания приборов с продольным (вдоль слоя) электронным транспортом, составляет огромную величину: 14.5%.

Работы по детальному исследованию InSb стали появляться лишь в последнее время и связаны они в основ-

ном с развитием технологии молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) и пониманием физико-химических аспектов синтеза материалов на основе гетеросистемы AlInSb/InSb. Сегодня интенсивные усилия по созданию транзисторных структур с каналом высокой проводимости на основе InSb предпринимаются исследовательской группой QinetiQ и компанией Intel. Недавно они сообщили о создании первого прототипа транзистора с каналом n -InSb [5]. О формировании двумерного канала InSb с рекордными значениями подвижности сообщалось в [6].

Однако работ, посвященных фундаментальным исследованиям механизмов релаксации и особенностям начальных стадий роста на сильно рассогласованных подложках, а также исследованию влияния напряжений и состава барьера AlInSb на проводимость канала InSb, не проводилось. Пионерские работы, посвященные экспериментальным вопросам инициализации роста InSb на подложках GaAs и теоретическому анализу в рамках термодинамического подхода, были выполнены в [7,8]. Особенности гомоэпитаксиального МПЭ роста InSb описаны в работе [9], но эксперименты по МПЭ росту и поиску оптимальных ростовых условий проводились в достаточно узком температурном интервале и небольших изменениях потоков молекулярных пучков.

В данной работе сообщается об особенностях роста эпитаксиальных слоев AlInSb методом МПЭ на подложках GaAs и изучении начальных стадий роста *in situ* методом дифракции отраженных быстрых электронов (ДОБЭ). Также приводятся результаты исследований структурного качества полученных слоев AlInSb методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии (РЭМ и ПЭМ) и электрофизических параметров с помощью измерений эффекта Холла.

[¶] E-mail: semenov@beam.ioffe.ru

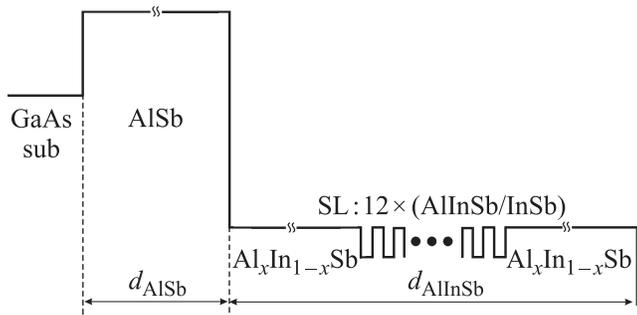


Рис. 1. Схематическое изображение профиля изменения ширины запрещенной зоны исследуемых гетероструктур GaAs/AlSb/AlInSb в направлении роста.

2. МПЭ рост и описание образцов

Исследуемые структуры были выращены на подложках GaAs (001) с использованием МПЭ установки „RIBER 32P“, оборудованной стандартными эффузионными ячейками для всех источников, за исключением мышьяка. В качестве источника мышьяка использовался крекингový источник VAC-500 с клапаном, обеспечивающий в зависимости от температуры крекинговой зоны потоки четырех-, двухатомных молекул или атомов мышьяка. В данной работе использовались молекулы As_4 . Перед началом роста каждой структуры проводились калибровки потоков с использованием датчика Байярда–Альперта. Контроль состояния ростовой поверхности осуществляли *in situ* с использованием системы ДОБЭ.

Были выращены гетероструктуры (рис. 1) с объемными слоями $Al_xIn_{1-x}Sb$ толщиной $d_{AlInSb} \approx 2$ мкм с различным содержанием алюминия ($0 < x < 0.3$). После выращивания буферного слоя GaAs выращивался промежуточный слой AlSb (толщиной $d_{AlSb} = 0.01–0.7$ мкм). В ряде случаев для снижения плотности дефектов в слое AlInSb, формировалась сверхрешетка (CP) AlInSb/InSb, содержащая 12 периодов с толщиной каждого слоя 3 нм.

Температура подложки, измеряемая ИК пирометром, предварительно прокалиброванным по известным реконструкциям поверхности GaAs, варьировалась в пределах $T_S = 380–440^\circ C$ во время роста AlInSb и $T_S = 450–550^\circ C$ во время роста AlSb. Важно отметить, что в диапазоне $T_S = 380–440^\circ C$ достоверность показаний пирометра существенно снижается, поскольку калибровки пирометра с использованием ДОБЭ, проводимые на поверхности GaAs, позволяют точно привязать показания пирометра к реальным температурам только при температурах выше $450^\circ C$. Более того, пирометры измеряют радиационную температуру, которая может отличаться от реальной из-за того, что точно не известно значение излучательной способности поверхности AlInSb.

Поток индия во всех ростовых процедурах оставался постоянным и соответствовал скорости роста 0.6 мкм/ч,

а поток алюминия подбирался исходя из заданного состава твердого раствора $Al_xIn_{1-x}Sb$. Поток сурьмы подбирался исходя из требований поддержания Sb-обогащенных условий на поверхности роста и, как правило, соответствовал скорости роста ~ 1 мкм/ч.

Для исследования образцов методом ПЭМ использовали микроскоп Philips EM-420 с ускоряющим напряжением 100 кВ (длина волны 0.037 \AA) и высоко-разрешающий микроскоп JEOL-2100F с ускоряющим напряжением 200 кВ (длина волны 0.025 \AA). Концентрация и подвижность носителей заряда определялись из измерений коэффициента Холла и сопротивления при температурах 300 и 77 К. Для определения толщин выращенных слоев по наблюдению поверхности скола в режиме вторичных и отраженных электронов, а также для визуализации дефектов на поверхности образцов использовался растровый электронный микроскоп CamScan Series 4-88 DV100. Состав твердых растворов определялся методом количественного рентгено-спектального анализа с помощью микроанализатора CAMEBAX.

3. Результаты и обсуждение

Особенности роста Sb-содержащих слоев на As-стабилизированной поверхности в условиях значительного рассогласования периодов решеток изучались в [7,8], где было показано, что на начальных стадиях требуется либо значительное увеличение потока сурьмы по сравнению со стационарной ситуацией, либо понижение температуры роста.

В данной работе после роста буферного GaAs температура подложки понижалась до $T_S = 450–550^\circ C$, после чего поверхность GaAs выдерживалась под потоком Sb. Реконструкция поверхности при этом изменялась с (2×4) , которая обычно наблюдается при росте GaAs в условиях As-стабилизированной поверхности, на реконструкцию (2×8) (рис. 2). Причем последняя реконструкция наблюдалась в широком диапазоне температур ($450–550^\circ C$). Детальное изучение поверхности GaAs, стабилизированной атомами сурьмы, проводилось в работе [10] и было, в частности, установлено, что именно эта реконструкция соответствует монослойному покрытию GaAs атомами сурьмы при температуре $490^\circ C$.

Эффект замещения атомов мышьяка атомами сурьмы в тонком поверхностном слое при экспозиции As-обогащенной поверхности под потоком сурьмы достаточно хорошо известен (см., например, [11]). В частности, этот эффект использовался нами ранее для формирования субмонослойных вставок и квантовых точек InSb в матрице InAs, демонстрировавших высокое структурное совершенство и яркую фотолуминесценцию [12]. В данной работе, напротив, выдержка поверхности GaAs под потоком сурьмы способствовала скорейшему переходу к двумерному планарному росту AlSb.

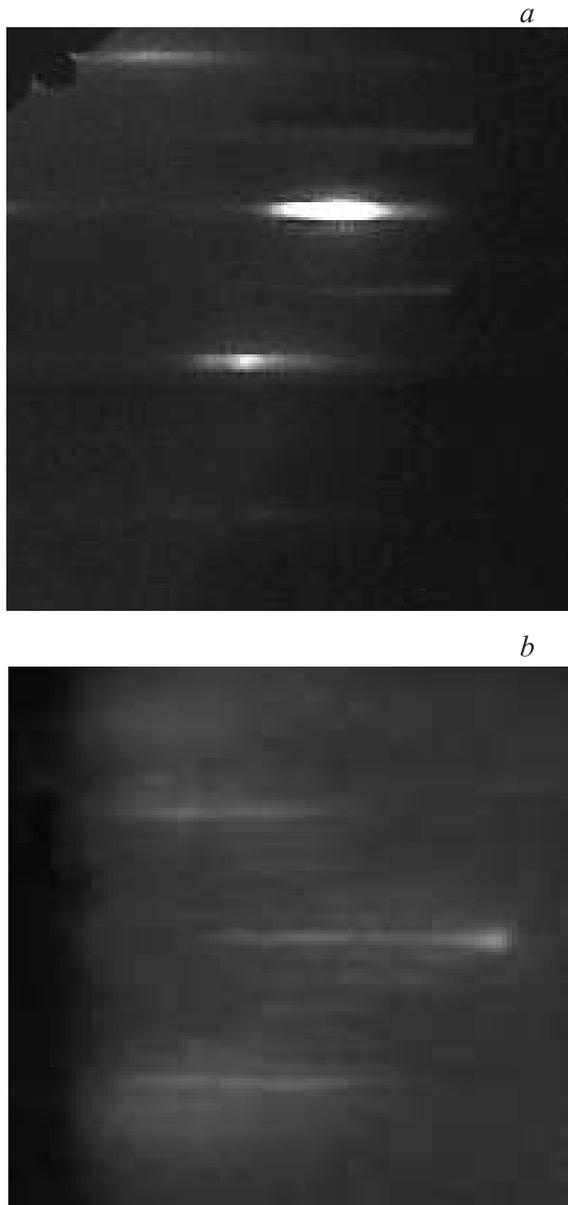


Рис. 2. Реконструкция поверхности (ДОБЭ) (2×8) поверхности буферного слоя GaAs под потоком сурьмы ($T_S = 500^\circ\text{C}$) в двух направлениях электронного пучка: a — $[011]$ и b — $[0\bar{1}1]$.

Как известно, благодаря более сильной связи Al—Sb (по сравнению с InSb или GaSb) при росте AlSb не требуется значительного увеличения потока сурьмы, и жидкая фаза не возникает даже при незначительном преобладании потока сурьмы над потоком алюминия [7,8]. Инициализация роста Sb-содержащих соединений на поверхности GaAs использованием процедуры выдержки поверхности под потоком сурьмы позволила в данной работе максимально быстро переходить к двумерному режиму роста, а использование переходного слоя AlSb — сохранить достаточно высокую температуру роста (550°C), не увеличивая поток сурьмы и сохра-

няя соотношение потоков элементов V/III на уровне 1.5–2.

Во время роста AlSb наблюдается устойчивая реконструкция (1×3) , показанная на рис. 3, c , при этом утолщения (рис. 3, a), характерные для трехмерного роста, пропадают уже после выращивания ~ 20 нм AlSb (рис. 3, b).

Поскольку принципиальных изменений в картине дифракции во время роста AlSb не наблюдается уже после выращивания 20 нм, основным критерием при выборе толщины этого буферного слоя должны служить соображения минимизации концентрации прорастающих дислокаций, которые возникают вследствие $\sim 8\%$ несоответствия периодов кристаллических решеток подложки GaAs и слоя AlSb. На рис. 4 показано поперечное сечение гетероструктуры (ПЭМ), буферный слой AlSb которой имеет толщину всего 60 нм, после которого выращивался слой $\text{Al}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{Sb}$. На фотографии отчетливо видно, что слой AlSb не является полностью планарным, а шероховатости и ямки на поверхности роста в этом случае служат дополнительными источниками дислокаций, проникающих в глубь эпитаксиальной структуры. На основании проведенных исследований было установлено, что минимально необходимая толщина слоя AlSb для получения планарной бездефектной поверхности составляет 200–300 нм.

Помимо толщины буферного слоя AlSb, ключевым моментом является выбор температуры роста. Как видно из рис. 4, a , основными дефектами в структуре являются дислокации несоответствия, которые лежат в плоскости гетерограницы (хорошо видны при большем увеличении), а также смешанные дислокации и дефекты упаковки. При этом толщина слоя AlSb 0.7 мкм является достаточной для снижения плотности краевых дислокаций, прорастающих с гетерограницы AlSb/GaAs, более чем на порядок, однако другие типы дефектов, в частности дефекты упаковки, подавляются менее эффективно.

Подобные дефекты в структурах с квантовыми ямами InSb/AlInSb, выращенных на подложках GaAs, наблюдались и ранее, причем было установлено, что дефекты двойникования (упаковки) ответственны за сильную анизотропию электрических свойств [13,14]. Появление такого рода дефектов на интерфейсе GaAs/InSb связывалось в основном с наличием гигантского рассогласования между материалом подложки GaAs и слоями AlInSb ($\Delta a/a \approx 15\%$). При этом, несмотря на то что деформационное двойникование характерно для кристаллов, имеющих сложные многоатомные элементарные ячейки и выраженную ковалентную составляющую межатомной связи, подобного рода дефекты не свойственны полупроводниковым гетероструктурам на основе соединений $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$.

В данной работе нами установлено, что появление дефектов упаковки связано в основном с низкими температурами эпитаксии, а не с рассогласованием периодов кристаллической решетки. Были выращены и исследованы серии структур с различными промежуточными

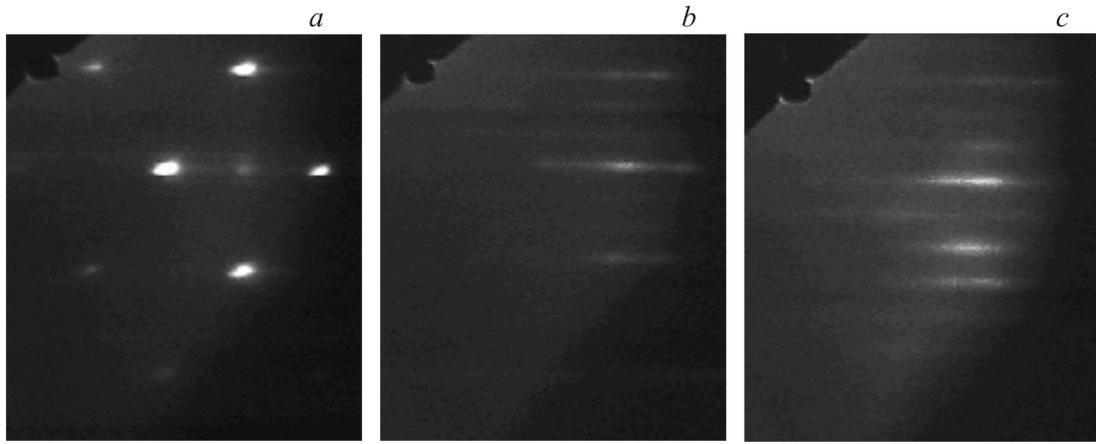


Рис. 3. Реконструкция поверхности (ДОБЭ) (1×3) во время роста AlSb в направлении $[0\bar{1}1]$ при $T_s = 500^\circ\text{C}$: *a* — инициализация роста, *b* — после роста ~ 20 нм AlSb, *c* — после роста ~ 1 мкм.

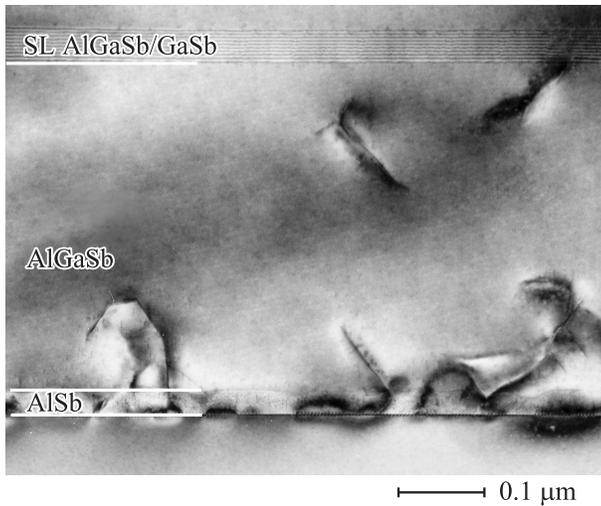


Рис. 4. ПЭМ изображение $g = 002$ поперечного сечения гетероструктуры, выращенной на подложке GaAs(001) с буферными слоями AlSb/AlGaSb.

буферными слоями (Al,Ga)Sb в различных ростовых режимах и установлено, что дефекты упаковки могут появляться в том числе и на гетероинтерфейсе GaAs/AlSb в случае роста при температурах подложки $T_s < 490^\circ\text{C}$. Как видно из рис. 5, *a*, дефекты упаковки образуются и на границе GaAs/AlSb, и на границе AlSb/AlInSb, причем концентрация их довольно высока. В случае же выращивания промежуточного слоя AlSb при температурах $T_s > 510^\circ\text{C}$ их концентрация заметно ниже, и на интерфейсе GaAs/AlSb преобладают смешанные дислокации (рис. 5, *b*).

Проведенные исследования планарных сечений, результаты которых представлены на рис. 6, показали, что на первом интерфейсе (GaAs/AlSb) зарождается огромное количество ($> 10^{11} \text{ см}^{-2}$) протяженных дефектов. Значительную долю в общей концентрации составляют

дефекты упаковки, большая часть которых доходит до поверхности (рис. 6, *a*). Многие из них, взаимодействуя с дислокациями, образуют многослойные дефекты

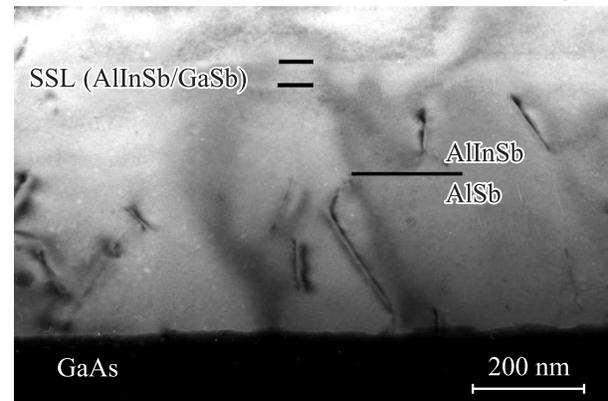
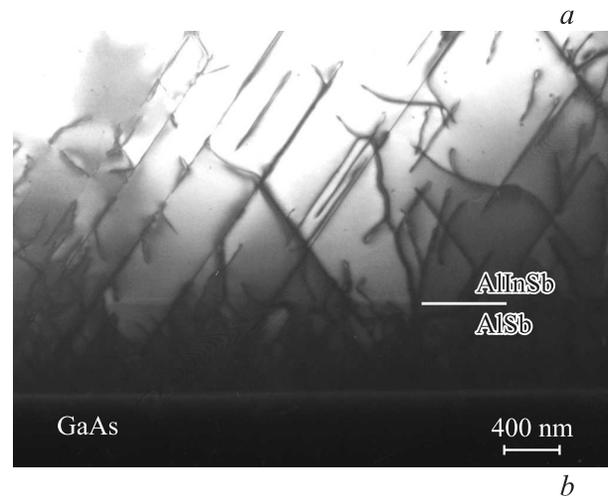


Рис. 5. ПЭМ изображение $g = 002$ поперечного сечения гетероструктур GaAs(001)/AlSb/AlInSb, выращенных при различной температуре роста буферного слоя AlSb: *a* — $T_s \approx 480^\circ\text{C}$, *b* — $T_s \approx 510^\circ\text{C}$.

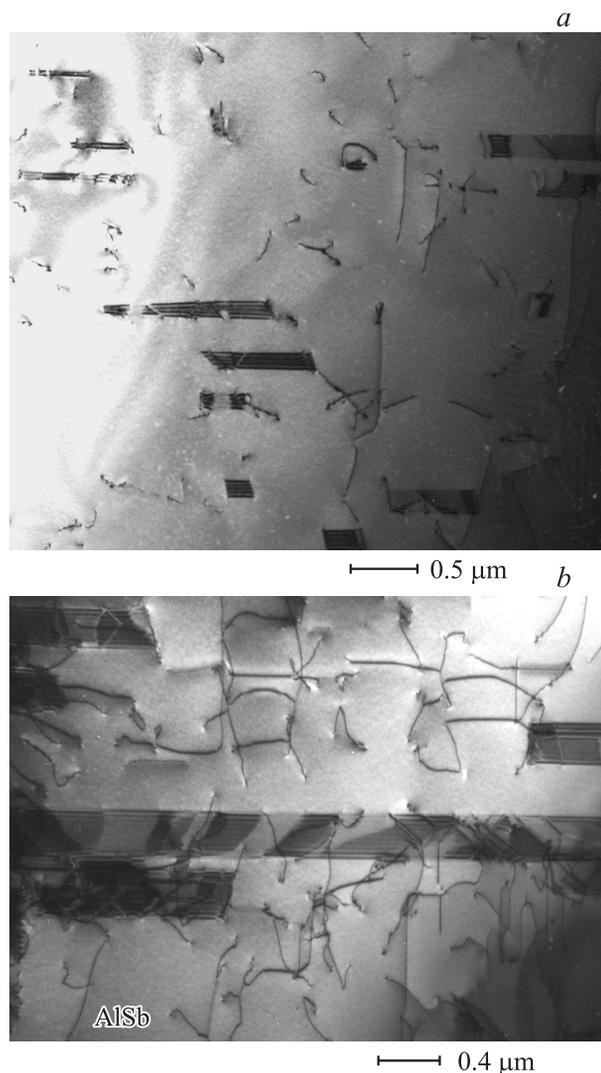


Рис. 6. ПЭМ изображение планарного сечения гетероструктуры GaAs(001)/AlSb/AlInSb (буферный слой AlSb выращен при $T_S \approx 480^\circ\text{C}$): *a* — вблизи поверхности, *b* — вблизи интерфейса GaAs/AlSb.

(рис. 6, *b*), что препятствует уменьшению концентрации дефектов через введение напряженных СР или другими технологическими приемами.

Проведенные исследования планарных сечений образца позволяют сделать вывод, что увеличение температуры роста AlSb приводит к заметному уменьшению (как минимум, на порядок величины) концентрации дислокаций вблизи поверхности исследуемых гетероструктур и практически полному исчезновению дефектов упаковки. Важно отметить, что высокие температуры роста способствуют образованию регулярной дислокационной сетки вблизи интерфейса (рис. 7), которая более эффективно снимает напряжения по сравнению с беспорядочным набором отдельных дислокаций.

Хорошо известно, что причина возникновения дефектов упаковки — затрудненная подвижность дислокаций.

Поскольку кубические полупроводники характеризуются резкой температурной зависимостью предела текучести дислокационной пластичности, то при низких температурах сопротивление движению дислокаций настолько велико, что они оказываются практически неподвижны. Именно уменьшение температуры роста в случае роста AlSb приводит к образованию дефектов упаковки. Мы полагаем, что для снижения плотности дефектов упаковки необходимо, во-первых, использовать промежуточный слой AlSb, выращенный при температурах выше 510°C . Это позволит частично снять напряжения несоответствия на интерфейсе GaAs/AlSb за счет образования дислокаций несоответствия и смешанных дислокаций, концентрация которых в свою очередь может быть уменьшена за счет использования короткопериодных напряженных СР. И во-вторых, использовать градиентные слои AlInSb с плавным или ступенчатым уменьшением содержания алюминия и температуры роста по аналогии с метаморфными структурами (например, вертикально излучающими лазерами — VCSELs [15], солнечными фотоэлементами [16] и *p*-HEMTs на основе InGaAs-канала [17], выращиваемых на сильно рассогласованных по периоду кристаллической решетки подложках). В этом случае возможно не выйти за пределы текучести дислокационной пластичности материала и тем самым получать гетероструктуры на основе AlInSb/InSb, свободные от дефектов упаковки.

Начало роста AlInSb непосредственно на поверхности GaAs является крайне неблагоприятным, так как из-за сильного ослабления энергии связи In–Sb, обусловленного гигантским рассогласованием периодов решеток, и вызванного этим резкого увеличения переиспарения сурьмы [7,8], необходимо уменьшать температуру роста, что и приводит к образованию высокой концентрации дефектов упаковки.

Основные полученные результаты по исследованию дефектов в гетероструктурах GaAs/AlSb/AlInSb для удобства систематизированы в таблице.

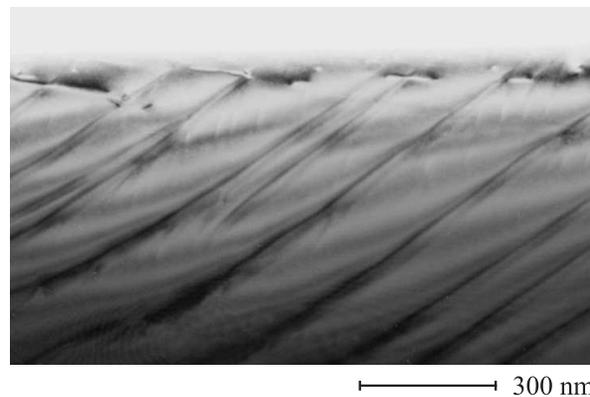


Рис. 7. Регулярная дислокационная сетка вблизи интерфейса GaAs/AlSb в планарном сечении ПЭМ GaAs/AlSb/AlInSb-гетероструктуры, выращенной при $T_S = 510^\circ\text{C}$.

Сравнительная таблица характерных дефектов вблизи поверхности гетероструктур GaAs/AlSb/AlInSb

Особенности структуры	Характерные дефекты гетероструктур		
	Регулярная сетка дислокаций	Дефекты упаковки	Смешанные дислокации
Буфер AlSb $d < 0.1$ мкм, $T_s < 490^\circ\text{C}$	Отсутствует	Высокая плотность, $\sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$	Высокая плотность, $\sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$
Буфер AlSb $d > 0.3$ мкм, $T_s < 490^\circ\text{C}$	Отсутствует	Средняя плотность, $\sim 1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$	Средняя плотность, $\sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$
Буфер AlSb $d > 0.3$ мкм, $T_s > 510^\circ\text{C}$	Присутствует	Низкая плотность, менее $1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$	Низкая плотность, менее $1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$

Переход к росту AlInSb на поверхности AlSb, несмотря на большое рассогласование периодов решеток (4–6%), не вызывает существенных изменений в картине дифракции, которая сохраняется (1×3) аналогично показанной на рис. 3, *b, c*. Однако при этом возникают слабые утолщения на рефлексах, а интенсивность сигнала (яркость картины) заметно снижается. Оптимальная температура роста лежит в диапазоне $390\text{--}420^\circ\text{C}$.

Помимо температуры роста, чрезвычайно важным моментом в получении слоев AlInSb с высоким структурным совершенством является выбор соотношения падающих потоков Sb/III. На рис. 8 приведены характерные изображения РЭМ поверхности образцов, выращенных в различных технологических режимах. При отклонении соотношения потоков на поверхности роста от близкого к стехиометрическому ($\text{Sb/III} \approx 1$) (рис. 8, *b*) в сторону значительного преобладания Sb (рис. 8, *a*) наблюдается заметное ухудшение морфологии поверхности, в ряде случаев сопровождаемое появлением признаков фазового распада твердых растворов AlInSb.

Все выращенные объемные слои AlInSb демонстрировали сильную зависимость проводимости от содержания алюминия. Зависимости подвижности и концентрации носителей при температурах 300 и 77 К от состава твердого раствора представлены на рис. 9. В InSb подвижность электронов практически не зависит от температуры, что, по-видимому, является результатом того, что преобладающим механизмом рассеяния является рассеяние на нейтральных центрах. В то же время в твердых растворах $\text{Al}_x\text{In}_{1-x}\text{Sb}$ подвижность электронов уменьшается при понижении температуры до 77 К, причем с увеличением содержания алюминия разница между значениями подвижности электронов, измеренными при 300 и 77 К, растет. Такое поведение подвижности электронов в зависимости от температуры и содержания Al может свидетельствовать о том, что увеличение x приводит к смене основного механизма рассеяния. При

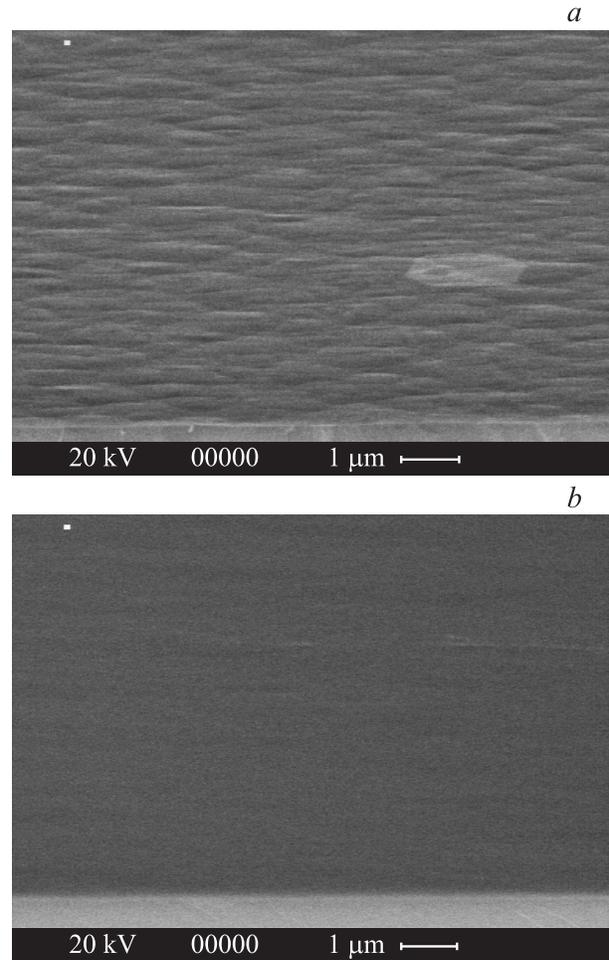


Рис. 8. Изображение поверхности слоя AlInSb, полученное с помощью РЭМ для структур, выращенных в различных условиях: *a* — неидеальных ($T_s \approx 400^\circ\text{C}$, $\text{Sb/III} \gg 1$), *b* — оптимальных ($T_s \approx 400^\circ\text{C}$, $\text{Sb/III} \geq 1$).

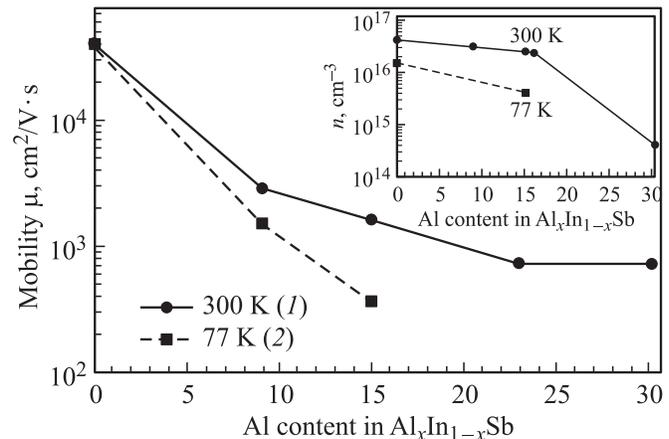


Рис. 9. Зависимости подвижности и концентрации (см. вставку) носителей заряда при температурах 300 (кривая 1) и 77 К (кривая 2). Линии, соединяющие экспериментальные точки, проведены для наглядности.

этом в твердых растворах AlInSb начинает преобладать рассеяние на заряженных центрах. Детальные исследования электрофизических свойств объемных слоев AlInSb, а также структур с КЯ InSb/AlInSb будут опубликованы отдельно.

4. Заключение

Результаты проведенных исследований показали, что эпитаксиальные слои $\text{Al}_x\text{In}_{1-x}\text{Sb}$ ($0 < x < 0.3$) с планарной морфологией, высоким структурным совершенством и хорошими электрофизическими параметрами могут быть выращены методом МПЭ на подложках GaAs в условиях гигантского рассогласования периодов кристаллических решеток. Для облегчения инициализации роста Sb-содержащих соединений на поверхности GaAs использовалась процедура выдержки As-стабилизированной поверхности под потоком сурьмы. Установлено, что основная причина возникновения дефектов двойникования — низкие температуры роста. Использование промежуточных буферных слоев AlSb, выращенных при температурах выше 510°C , а также максимально допустимых температур для роста AlInSb ($390\text{--}420^\circ\text{C}$ в зависимости от состава) позволяет в значительной степени подавить возникновение дефектов двойникования. Измерены зависимости концентрации и подвижности носителей заряда (при 77 и 300 К) в слоях AlInSb от содержания алюминия и обнаружено, что увеличение содержания Al приводит к преобладающему механизму рассеяния на заряженных центрах.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 09-02-01500.

Список литературы

- [1] Naohiro Kuze, Ichiro Shibasaki. III — Vs Review, **10**, 28 (1997).
- [2] P.J. Treado, I.W. Levin, E.N. Lewis. Appl. Spectr., **48**, 607 (1994).
- [3] П.В. Бирюлин, В.И. Туринов, Е.Б. Якимов. ФТП, **38**, 498 (2004).
- [4] J.R. Soderstrom, J.Y. Yao, T.G. Andersson. Appl. Phys. Lett., **58**, 708 (1991).
- [5] T. Ashley, L. Buckle, S. Dutta. Electron. Lett., **43**, 777 (2007).
- [6] K.J. Goldammer, S.J. Chung, W.K. Liul, M.B. Santos, J.L. Hicks, S. Raymond, S.Q. Murphy. J. Cryst. Growth, **201/202**, 753 (1999).
- [7] S.V. Ivanov, A.A. Boudza, R.N. Kutt, N.N. Ledentsov, B.Ya. Meltser, S.V. Shaposhnikov, S.S. Ruvimov, P.S. Kop'ev. J. Cryst. Growth, **156**, 191 (1995).
- [8] П.В. Неклюдов, С.В. Иванов, Б.Я. Мельцер, П.С. Копьев. ФТП, **31**, 1042 (1997).
- [9] H.T. Pham, S.F. Yoon, D. Boning, S. Wicaksono. J. Vac. Sci. Technol. **B**, **25**, 11 (2007).
- [10] L.J. Whitman, B.R. Bennett, E.M. Kneedler, B.T. Jonker, B.V. Shanabrook. Surf. Sci., **436**, L707 (1999).
- [11] M.W. Wang, D.A. Collins, T.C. McGill, R.W. Grant. J. Vac. Sci. Technol. **B**, **11**, 1418 (1993); T. Brown, A. Brown, G. May. J. Vac. Sci. Technol. **B**, **20**, 1771 (2002).
- [12] V.A. Solov'ev, O.G. Lyublinskaya, B.Ya. Meltser, A.N. Semenov, D.D. Solnyshkov, A.A. Toropov, S.V. Ivanov, P.S. Kop'ev. Appl. Phys. Lett., **86**, 011109-11 (2005).
- [13] N.D. Mishima, J.C. Keay, N. Goel, M.A. Ball, S.J. Ching, M.B. Johnson, M.B. Santos. J. Cryst. Growth, **251**, 551 (2003).
- [14] M.A. Ball, J.C. Keay, S.J. Chung, M.B. Santos, M.B. Johnson. Appl. Phys. Lett., **80**, 2138 (2002).
- [15] J. Boucart, C. Starck, A. Plais, E. Derouin, C. Fortin, F. Gaborit, A. Pinquier, L. Goldstein, D. Carpentier, J. Jacquet. Lett., **34**, 2133 (1998).
- [16] C.L. Andre, J.A. Carlin, J.J. Boeckl, D.M. Wilt, M.A. Smith, A.J. Pitera, M.L. Lee, E.A. Fitzgerald, S.A. Ringel. IEEE Trans. Electron. Dev., **52**, 1055 (2005).
- [17] D.C. Dumka, W.E. Hoke, P.J. Lemonias, G. Gueva, I. Adesida. Electron. Lett., **35**, 1854 (1999).

Редактор Л.В. Беляков

Molecular beam epitaxy growth peculiarities and structural properties of AlInSb-based heterostructures

A.N. Semenov, B.Ya. Meltser, V.A. Solov'ev,
T.A. Komissarova, A.A. Sitnikova, D.A. Kirylenko,
A.M. Nadtochyi, T.V. Popova, P.S. Kop'ev, S.V. Ivanov

loffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract This paper reports on the peculiarities of molecular beam epitaxy (MBE) growth of AlInSb alloys on highly lattice-mismatched GaAs (100) substrates, as well as their studies *in situ* by reflection high energy electron diffraction (RHEED) and *ex-situ* by transmission and scanning electron microscopy (TEM and SEM). It has been found that there is a high probability of micro-twin formation in AlInSb/GaAs heterostructures and ways to reduce their density have been proposed. To initiate the AlInSb growth on GaAs substrates under strong lattice mismatch conditions (14.5%) and stimulate the transition to a 2D growth mode the exposure of GaAs epilayer surface to Sb_4 flux, followed by growing an AlSb buffer layer were employed. The optimization of the initial growth stage and AlSb growth allowed reducing the extended defect density in the GaAs/AlInSb heterostructures by two orders of magnitude, including radical reduction of micro-twins density. The optimal growth condition of the $\text{Al}_x\text{In}_{1-x}\text{Sb}$ layers have been determined for a wide composition range ($x < 0.3$). The TEM and SEM studied confirmed high structural quality of the GaAs/AlInSb heterostructures. The dependences of electron mobility and concentration on composition of the AlInSb alloys, obtained using Hall measurements, allowed us to make a preliminary conclusion on scattering mechanisms in the alloys.