

также появление дополнительного механизма рассеяния в сплаве.

Таким образом, из проведенной работы можно сделать некоторые выводы.

Материалы $Cd_xZn_{1-x}Te$ при $0,8 < x < 0,9$ являются наиболее подходящими из семейства материалов $CdZnTe$ для детекторов радиационных излучений. При условии однородного распределения легирующих и фоновых примесей их концентрация не оказывает заметного влияния на величину μ , при этом полупроводниковые материалы с повышенным содержанием ионизированных глубоких центров должны иметь несколько более высокие значения подвижности.

Соответствие полученных результатов моделирования с известными нам обширными экспериментальными результатами дает основание считать, что имеется определенная ясность относительно оптимальных условий для достижения максимальных значений μ и ρ в материалах типа $CdZnTe$. В связи с этим в каждом конкретном случае выращивания можно попытаться выработать конкретные рекомендации относительно оптимального состава разрабатываемых детекторных материалов.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Корбутяк Д. В., Мельничук С. В., Корбут С. В., Борисюк М. М. Телурид кадмію: домашково-дефектні стани та детекторні властивості.— Київ: "Іван Федоров", 2000.
2. Krishnamurthy S., Sher A. Electron mobility in $Hg_{78}Cd_{0,22}Te$ alloy // J. Appl. Phys.— 1994.— Vol. 75, N 12.— P. 7904—7909.
3. Harrison J. W., Hauser J. R. Theoretical calculations of electron mobility in ternary III–V compounds // J. Appl. Phys.— 1975.— Vol. 47, N 1.— P. 292—300.
4. Brooks H. Theory of electrical properties of germanium and silicon // Adv. Electron. Electron Phys.— 1955.— Vol. 7.— P. 85—182.
5. Hofmann D. M., Stadler W., Christman P., Meyer B. K. Defects in $CdTe$ and $Cd_{1-x}Zn_xTe$ // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research.— 1996.— Vol. A380.— P. 117—120.
6. Datsenko O. A., Kondrik A. I. Electrophysical properties forecasting for $CdTe$ semiconductor materials depending on the impurity composition // Functional Materials.— 2001.— Vol. 8, N 3.— P. 1—6.
7. Langer J. M., Heinrich H. Deep-level impurities: a possible guide to prediction of band-edge discontinuities in semiconductor heterojunctions // Phys. Rev. Lett.— 1985.— Vol. 55, N 13.— P. 1414—1417.
8. Davydov L. N., Datsenko O. A., Kovtun G. P. et al. Numerical simulation of $CdZnTe$ semiconductor resistivity as a function of impurity composition // Functional Materials.— 2001.— Vol. 8, N 2.— P. 255—261.

Д. т. н. И. Е. МАРОНЧУК, к. т. н. В. В. КУРАК,
Е. В. АНДРОНОВА, Е. А. БАГАНОВ

Украина, Херсонский гос. технический университет
E-mail: vk_74@mail.ru

Дата поступления в редакцию
21.04 2003 г.

Оппонент к. т. н. В. А. ЗАВАДСКИЙ
(ОНМА, г. Одесса)

ВЫРАЩИВАНИЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР GaSb/InAs ЖИДКОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИЕЙ БЕЗ РАСТВОРЕНИЯ ПОДЛОЖКИ

Модифицированный метод импульсного охлаждения раствора-расплава позволяет избежать растворения подложки InAs при контакте с жидкой фазой Ga+Sb.

В настоящее время основными методами получения гетероструктур в системе GaSb—InAs являются молекулярно-лучевая эпитаксия и осаждение из паров металлоорганических соединений [1]. Кристаллизация эпитаксиальных слоев при использовании этих методов происходит в сильно неравновесных условиях, что приводит к снижению структурного совершенства и, как следствие, к сравнительно низким характеристикам приборов, изготовленных на их основе.

Условия кристаллизации, наиболее близкие к равновесным, обеспечиваются методами жидкофазной эпитаксии [2, с. 118]. Однако выращивание гетероструктур GaSb/InAs из жидкой фазы сопряжено с рядом трудностей, связанных с наличием растворителя. Как показано в [3], подложка InAs при контакте с насыщенным раствором Sb в расплаве Ga является неустойчивой, что приводит к ее локальному рас-

творению, неконтролируемому составу кристаллизующегося эпитаксиального слоя и непланарности гетерограницы.

В этой связи целью данной работы является разработка технологических приемов, позволяющих исключить неконтролируемые процессы растворения подложки InAs при жидкофазной эпитаксии GaSb.

Выбор метода выращивания

Получение качественных эпитаксиальных слоев из жидкой фазы в системах, склонных к растворению материала подложки, возможно при использовании двух различных подходов. Первый заключается в обеспечении квазиравновесных условий кристаллизации при повышении стабильности подложки к действию растворителя за счет варьирования состава жидкой фазы. Так, добавление индия в раствор-расплавы Ga+Sb уменьшает, но полностью не исключает растворение подложки [3]. При этом добавление мышьяка в жидкую фазу порядка 10^{-4} ат. доли при температуре 450°C обеспечивает устойчивость подложки к действию растворителя, однако приводит к кристаллизации четырехкомпонентного эпитаксиального слоя InGaAsSb. Следовательно, при реализации

квазиравновесных условий кристаллизации, например, при выращивании методом принудительного охлаждения раствора-расплава, получение бинарных эпитаксиальных слоев GaSb сильно затруднено.

Второй подход основан на создании сильно неравновесных условий кристаллизации путем изначального переохлаждения жидкой фазы на величину более 20°C (метод выращивания из переохлажденного раствора-расплава) [2, с. 124]. Такой подход позволяет избежать растворения подложки раствором-расплавом, однако рост в сильно неравновесных условиях приводит к увеличению концентрации дефектов в эпитаксиальных слоях по сравнению со слоями, полученными в условиях, близких к равновесным.

В [4] описан метод получения эпитаксиальных слоев при импульсном охлаждении раствора-расплава. Этот метод был применен для получения слоев субмикронной толщины в системе AlGaAs—GaAs. Рост эпитаксиального слоя здесь происходит при кратковременном переохлаждении прилегающего к подложке тонкого слоя жидкой фазы, возникающем при контакте теплопоглотителя (с температурой T_1 , меньшей температуры насыщения раствора-расплава T_0) с тыльной поверхностью подложки. Метод обладает тем преимуществом, что позволяет создать кратковременные (от десятых долей секунды до нескольких секунд) неравновесные условия кристаллизации. Кроме того, метод по аппаратурному оформлению хорошо совместим с другими методами жидкофазной эпитаксии, например, с методом принудительного охлаждения раствора-расплава.

Мы предлагаем использовать метод импульсного охлаждения раствора-расплава на начальных стадиях роста для формирования на поверхности подложки InAs тонкого защитного слоя GaSb, препятствующего растворению подложки жидкой фазой.

Методика эксперимента

Выращивание нелегированных эпитаксиальных слоев p -GaSb осуществляли в установке для жидкофазной эпитаксии с горизонтально расположенным реактором в кассете слайдерного типа (рис. 1). В качестве подложек использовали монокристаллические пластины n -InAs марки ИМЭОС с ориента-

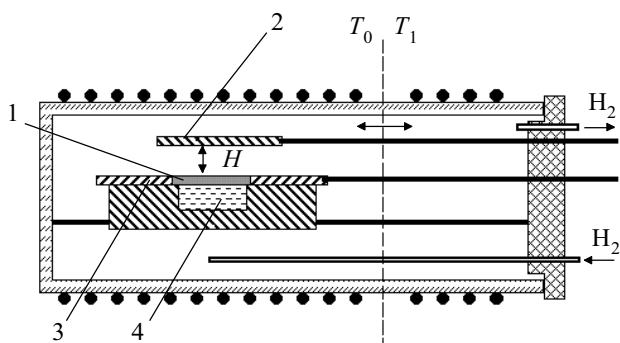


Рис. 1. Схема установки для выращивания гетероэпитаксиальных структур:

1 — подложка; 2 — теплопоглотитель; 3 — слайдер; 4 — раствор-расплав;

T_0 — температура в зоне роста; T_1 — температура в зоне начального положения теплопоглотителя; H — величина зазора между теплопоглотителем и подложкой

цией поверхности (100), а также пластины марки ИМЭ-а с ориентацией (111). Концентрация носителей заряда в подложках составляла соответственно $1 \cdot 10^{18}$ и $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$.

В качестве растворителя использовался галлий марки ГЛ-000. Для насыщения раствора-расплава по сурьме использовали кристаллы GaSb. Для формирования защитного слоя GaSb нами использовался модифицированный метод импульсного охлаждения раствора-расплава. Во избежание подрастворения подложки при контакте с раствором-расплавом мы, в отличие от [4], вначале осуществляли охлаждение подложки 1 (рис. 1) путем помещения графитового теплопоглотителя 2, имеющего температуру $T_1 < T_0$, над тыльной поверхностью подложки. Затем перемещением слайдера 3 осуществляли контакт рабочей поверхности подложки InAs с раствором-расплавом Ga+Sb 4, насыщенным по сурьме при температуре T_0 . Для обеспечения длительности импульса охлаждения, большей времени перемещения подложки из исходного (нейтрального) положения к ячейке с раствором-расплавом (порядка нескольких секунд), теплообмен между теплопоглотителем и подложкой осуществлялся через слой водорода толщиной $H \approx 7 \text{ мм}$.

После выращивания защитного слоя GaSb импульсным охлаждением раствора-расплава производили программное снижение температуры печи на 10°C со скоростью $0,1^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ с целью увеличения толщины эпитаксиального слоя. После окончания процесса выращивания осуществляли декантацию раствора-расплава, реактор охлаждали до комнатной температуры.

В ряде экспериментов увеличение толщины эпитаксиального слоя GaSb проводили при постоянной температуре печи T_0 путем реализации серии циклов импульсного охлаждения раствора-расплава.

Послеэпитаксиальная обработка заключалась в удалении следов растворителя с поверхности эпитаксиальных структур с последующим травлением в концентрированной HCl в течение 1 мин.

Исследование морфологии эпитаксиальных слоев и сколов структур осуществляли с использованием интерференционного микроскопа МИИ-4. Регистрацию спектров фотолуминесценции (ФЛ) гетероструктур производили при температуре 77 К . В качестве источника возбуждения ФЛ использовали гелий-неоновый лазер, работающий в непрерывном режиме с длиной волны излучения $1,15 \text{ мкм}$. Сигнал ФЛ диспергировался односторонним монохроматором МДР-2 с дифракционной решеткой 300 штр./мм и регистрировался в режиме синхронного детектирования фоторезистором PbS.

Результаты и обсуждение

Полученные эпитаксиальные слои GaSb обладали зеркальной морфологией поверхности. Высота микронеровностей слоев, выращенных на подложках InAs с ориентацией поверхности (100), составляла $0,8$ — $1,2 \text{ мкм}$, в то время как для слоев, выращенных на подложках с ориентацией (111), значение высоты микронеровностей не превышало $0,27 \text{ мкм}$. Более развитый микрорельеф поверхности эпитаксиальных

слоев на подложках ориентацией (100) объясняется доминированием нормальной составляющей скорости роста над тангенциальной.

Исследования сколов структур показали отсутствие признаков травления подложек: граница раздела «эпитаксиальный слой — подложка» являлась планарной, эпитаксиальный слой — сплошным, включений растворителя на гетерогранице не наблюдалось. Среднее значение толщины эпитаксиальных слоев, полученных на подложках с ориентацией (100), составляло порядка 5 мкм, а слоев на подложках с ориентацией (111) — порядка 3 мкм.

На **рис. 2** представлен типичный спектр ФЛ при 77 К эпитаксиальных слоев GaSb на подложках InAs (1). Для сравнения также представлен спектр ФЛ нелегированного слоя GaSb (2), выращенного на подложке n-GaSb из галлиевого раствора-расплава методом принудительного охлаждения в температурном диапазоне 450—440°C при скорости охлаждения 0,1°C/мин. Спектры ФЛ содержат по одному пику с положением максимума порядка 0,65 эВ, обусловленному излучательными переходами между энергетическими уровнями неконтролируемых донорных примесей, вводимых с навесками, и акцепторными уровнями природных структурных дефектов (вакансия галлия и галлий на месте сурьмы, которые являются характерными для преднамеренно нелегированных эпитаксиальных слоев GaSb [5, 6]). Пики ФЛ также имеют близкую полуширину линий излучения.

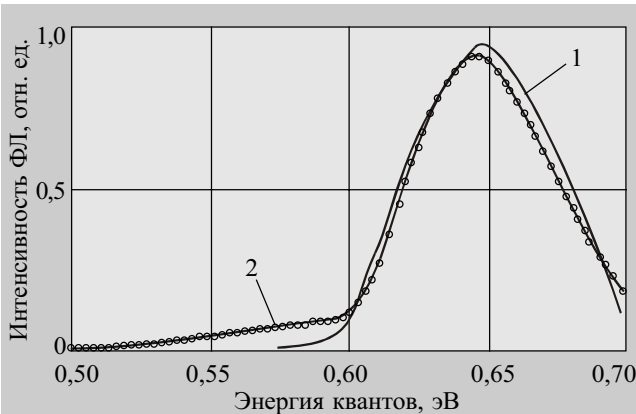


Рис. 2. Спектр фотолуминесценции эпитаксиальных слоев GaSb:
1 — GaSb/InAs; 2 — GaSb/n-GaSb

Измерение результирующей толщины эпитаксиальных слоев, выращенных повтором циклов импульсного охлаждения раствора-расплава (9 циклов) при постоянной температуре печи $T_0=450^\circ\text{C}$, позволило оценить толщину слоя, кристаллизующегося в течение одного импульса охлаждения. Так, в случае кристаллизации на подложках InAs (100) средняя толщина эпитаксиального слоя GaSb, кристаллизующегося за один цикл, составляет порядка 0,56 мкм. При кристаллизации на подложках с ориентацией поверхности (111) за один цикл импульсного охлаждения формируется слой толщиной около 0,33 мкм.

Оценка критической толщины h_c эпитаксиального слоя, при которой происходит релаксация упругих напряжений (вызванных рассогласованием периодов

решетки f) с образованием дислокаций несоответствия в эпитаксиальном слое, показала, что в случае кристаллизации слоя GaSb на подложке InAs ($f = 0,61\%$, период решетки GaSb $a=0,6095$ нм) $h_c \approx a/(2\sqrt{2}f)$ [7, с. 74] составляет примерно 35 нм. То есть эпитаксиальные слои GaSb с толщиной меньше 35 нм являются упругонапряженными.

Согласно [8], в гетероструктурах с упругими напряжениями может наблюдаться твердофазное растворение растущего эпитаксиального слоя материалом подложки. На основе расчета энергии растворения как функции механических напряжений показано, что при выращивании тонких упругонапряженных эпитаксиальных слоев GaAs на подложке InAs механические напряжения на гетерогранице приводят к отрицательным значениям энергии растворения контактирующих твердых фаз, т. е. энергетически выгодным является растворение GaAs материалом подложки с образованием твердого раствора $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$.

Подход, предложенный в [8], применен нами для гетеросистемы GaSb/InAs. Расчет зависимости энергии растворения E_{sol} твердых фаз А и В (GaSb и InAs, соответственно) от механических напряжений ϵ^B , возникающих в подложке, производился по выражению [8]

$$E_{\text{sol}}(\epsilon^B) = E_{\text{sol}}^0 - V_A \frac{C_{11}^A{}^2 + C_{11}^A C_{12}^A - 2C_{12}^A{}^2}{C_{11}^A} \epsilon^A{}^2 +$$

$$+ 2 \left(\frac{C_{11}^B - C_{12}^B}{C_{11}^B} \right) \epsilon^B E_{xe} + V_B \frac{C_{11}^B{}^2 + C_{11}^B C_{12}^B - 2C_{12}^B{}^2}{C_{11}^B} \epsilon^B{}^2,$$

где E_{sol}^0 — энергия растворения в твердой фазе в отсутствие механических напряжений, приближенно равная параметру взаимодействия в твердом растворе InGaAsSb;

V_A, V_B — молярный объем атомов вещества А и В, соответственно;

C_{ij}^A, C_{ij}^B — упругие константы для твердой фазы А и В, соответственно;

$$\epsilon^A = \frac{a_B}{a_A} (1 + \epsilon^B) - 1;$$

a_A, a_B — соответственно периоды решеток материала А и В;

$$E_{xe} = 2V_B \frac{C_{11}^B{}^2 + C_{11}^B C_{12}^B - 2C_{12}^B{}^2}{C_{11}^B} \left(\frac{a_A - a_B}{a_B} \right).$$

Расчетная зависимость энергии растворения от механических напряжений, возникающих в подложке InAs в процессе роста эпитаксиального слоя GaSb, представлена на **рис. 3**. Анализ зависимости показывает, что энергия растворения является положительной в широком диапазоне механических напряжений в подложке. На начальных стадиях роста эпитаксиального слоя GaSb, когда напряжениями в подложке InAs можно пренебречь, $\epsilon^{\text{InAs}} \approx 0$ и $E_{\text{sol}} = 13,23$ кДж/моль, т. е. $E_{\text{sol}} > 0$. Следовательно, растворение GaSb в материале подложки является энергетически невыгодным.

Этот вывод согласуется с результатами работы [9], согласно которым при выращивании тонких эпитак-

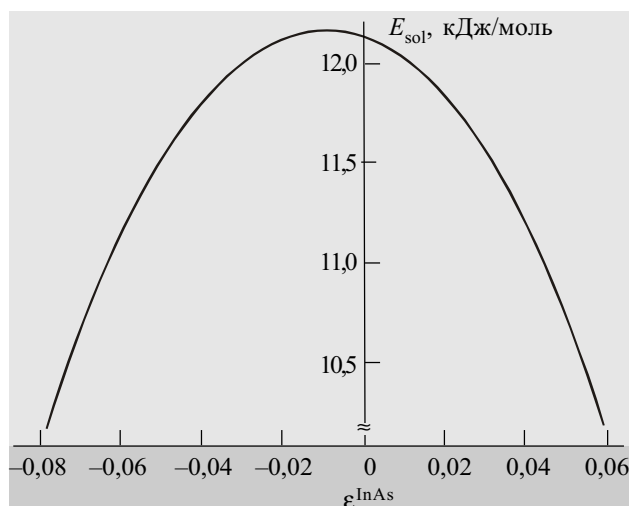


Рис. 3. Зависимость энергии твердофазного растворения GaSb в InAs от механических напряжений в подложке ϵ^{InAs} , выраженных в безразмерных единицах

сиальных слоев GaSb на поверхности InAs молекулярно-лучевой эпитаксией образование твердых растворов вблизи гетерограницы обнаружено не было.

Заключение

Таким образом, использование модифицированного метода импульсного охлаждения раствора-расплава позволяет избежать растворения подложки InAs раствором-расплавом Ga+Sb. Измерение спектров фотолуминесценции гетероструктур GaSb/InAs в спектральном диапазоне от 0,45 до 0,90 эВ показало наличие одного пика, по энергетическому положению и полуширине соответствующего межпримесной люминесценции гомоэпитаксиальной нелегированной GaSb. Спектры ФЛ по энергетическому положению и интенсивности пиков идентичны как для слоев, при выращивании которых метод импульсного охлаждения использовался только на начальных стадиях роста с последующей кристаллизацией в квазиравновесных условиях, так и для слоев, полученных многократным повтором циклов импульсного охлаждения. Это дает основания полагать, что метод импульсного охлаждения позволяет формировать

гетероэпитаксиальные слои, не уступающие по структурному совершенству слоям, полученным в квазиравновесных условиях кристаллизации.

На основе расчета энергии твердофазного растворения показано, что в процессе кристаллизации GaSb на поверхности InAs в отсутствие растворения подложки жидкой фазой образование твердых растворов InGaAsSb за счет растворения эпитаксиального слоя материалом подложки является энергетически невыгодным.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Conibeer G. J., Bumby C. W., Nicholas R. J. et al. Towards a GaSb—InAs tandem junction TPV cell // Proc. of 17th European PV Solar Energy Conf. and Exhibition. — Munich (Germany).— 2001.— P. 175—179.
2. Лозовский В. Н., Лунин Л. С. Пятикомпонентные твердые растворы соединений $A^{\text{III}}B^{\text{V}}$.— Ростов н/Д: Изд-во Ростовс. ун-та, 1992.
3. Марончук И. Е., Андропова Е. В., Баганов Е. А., Селиверстова С. Р. Методы получения эпитаксиальных структур с планарными гетерограницами для термофотovoltaических преобразователей // Вестник ХГТУ (Херсон).— 2002.— № 3.— С. 201—205.
4. Кулоткина Т. Ф., Марончук И. Е., Шорохов А. В. Выращивание субмикронных слоев при импульсном охлаждении раствора-расплава // Письма в ЖТФ.— 1995.— Т. 21, вып. 20.— С. 13—16.
5. Воронина Т. И., Джуртанов Б. Е., Лагунова Т. С. и др. Электрические свойства твердых растворов на основе GaSb (GaInAsSb, GaAlSb, GaAlAsSb) в зависимости от состава // ФТП.— 1998.— Т. 32, № 3.— С. 278—284.
6. Моисеев К. Д., Торопов А. А., Терентьев Я. В. и др. Фотолуминесценция твердых растворов $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{As}_y\text{Sb}_{1-y}$ ($0,08 < x < 0,22$), изопериодных с InAs // ФТП.— 2000.— Т. 34, № 12.— С. 1432—1437.
7. Кузнецов В. В., Москвин П. П., Сорокин В. С. Неравновесные явления при жидкофазной гетероэпитаксии полупроводниковых твердых растворов.— М.: Металлургия, 1991.
8. Vannarat S., Marcel H., Sluiter F., Kawazoe Y. Effect of strain on alloying in InAs/GaAs heterostructure // Jpn. J. Appl. Phys.— 2002.— Vol. 41, part 1, N 4B.— P. 2536—2541.
9. Noshu B. Z., Bennett B. R., Whitman L. J., Goldenberg M. Effects of As_2 versus As_4 on InAs/GaSb heterostructures: As-for-Sb exchange and film stability // J. Vac. Sci. Technol. B.— 2001.— Vol. 19, N 4.— P. 1626—1630.

НОВЫЕ КНИГИ

НОВЫЕ КНИГИ

Федоров Н. Д., Федоров Д. Н. ТОЛКОВЫЙ СЛОВАРЬ ПО ЭЛЕКТРОНИКЕ.— М.: Радио и связь, 2001.— 240 с.

Толковый словарь, кроме терминологической функции, выполняет функцию энциклопедического словаря, но, в отличие от последнего, не имеет рисунков. Он включает не только толкование самих терминов, но и краткое изложение сущности понятия, принцип действия и устройства приборов и элементов. Во многих случаях дается краткая историческая справка, сведения об авторах, о времени появления открытия, понятия, эффекта, прибора, а также иностранное название термина. Для удобства работы со словарем, кроме предметного указателя, используется буквенно-цифровой код терминов на полях книги и в тексте.

Толковый словарь имеет в приложениях, помимо предметного указателя, перечень наиболее распространенных в литературе русскоязычных сокращений терминов, международную систему единиц, таблицы физических констант, таблицу параметров основных полупроводниковых материалов, указатели — в каком порядке следует знакомиться с терминами, чтобы получить целостное представление о наиболее сложных приборах.

Книга предназначена, в первую очередь, для студентов технических вузов, где изучаются основы электроники, а также для инженеров и техников, работающих в различных направлениях электронной техники.

