

К. т. н. С. И. КРУКОВСКИЙ

Украина, г. Львов, Научно-производственное предприятие "Карат"  
E-mail: krukovsky@polynet.lviv.ua

Дата поступления в редакцию  
22.11 2005 г.

Оппонент д. т. н. Р. В. КОНАКОВА  
(ИФП им. В. Е. Лашкарёва, г. Киев)

## КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННЫЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ СТРУКТУРЫ InP/InGaAsP ДЛЯ ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ

*Рассмотрен новый технологический подход к получению высококачественных эпитаксиальных слоев InGaAsP, пригодных для использования в составе приборных структур оптоэлектроники.*

Нелегированные эпитаксиальные слои InP и InGaAsP с низкой концентрацией фоновых примесей используются в составе эпитаксиальных структур InP/InGaAsP, на основе которых изготавливаются полевые транзисторы с барьером Шоттки [1], транзисторы с высокой подвижностью электронов (HEMT) [2], быстродействующие фотодиоды ближнего инфракрасного диапазона [3]. Для изготовления этих приборов с хорошими параметрами концентрация неконтролируемых примесей в активных слоях структур должна быть как можно ниже. Слои InGaAsP, выращенные методом жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ), без применения специальных мер, направленных на снижение примесного фона, имеют *n*-тип проводимости и концентрацию носителей заряда от  $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$  до  $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ .

Существенно упростить технологию получения нелегированных слоев позволило использование алюминия и редкоземельных элементов, проявляющих высокую химическую активность по отношению к кислороду, который является одной из основных фоновых примесей в соединениях  $A_3B_5$  [4]. Применение алюминия позволило снизить фоновый уровень в слоях InGaAs до  $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$  без использования длительного отжига расплавов [5]. Еще более впечатляющие успехи в понижении примесного фона слоев InGaAsP были достигнуты за счет использования в ЖФЭ редкоземельных элементов [6]. В нелегированных эпитаксиальных слоях InP, InGaAs, InGaAsP с использованием этого способа удалось снизить концентрацию носителей до уровня  $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$  с одновременным возрастанием их подвижности до  $(7 \dots 10) \cdot 10^4 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  [7]. Кроме того, в [8] была продемонстрирована высокая химическая активность редкоземельных элементов по отношению не только к кислороду, но и к другим элементам VI группы.

Однако, несмотря на достигнутые результаты по снижению фонового уровня легирования в эпитаксиальных слоях, использование редкоземельных элементов (РЗЭ) сопряжено с рядом трудностей, особенно в фосфорсодержащих соединениях. В первую

очередь это обусловлено высокой химической активностью РЗЭ по отношению к фосфору. Образование химических соединений РЗЭ с фосфором приводит к нарушению фазового равновесия между раствором-расплавом и подложкой, что необходимо учитывать при выращивании эпитаксиальных слоев [8].

Другим нежелательным фактором является критическая концентрация РЗЭ в расплаве индия, выше которой существенно ухудшается морфология эпитаксиальных слоев. Особенно ярко этот эффект проявляется для четверных соединений InGaAsP. Так, для снижения концентрации электронов в них до  $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  количество РЗЭ (Yb, Ho, Gd) в расплаве должно быть не менее  $(5 \dots 6) \cdot 10^{-2} \text{ ат.}\%$ , что на порядок больше, чем при кристаллизации слоев InP с такими же концентрациями [8, 9].

Таким образом, при получении чистых слоев InGaAsP с использованием РЗЭ в действие вступают два конфликтующих фактора. С одной стороны, для снижения концентрации электронов в слоях и повышения их подвижности концентрацию РЗЭ в расплавах необходимо увеличивать, но с другой стороны, увеличение количества РЗЭ в расплаве ухудшает морфологию слоев и нарушает фазовое равновесие в системе In-Ga-As-P.

В данной работе предлагается достаточно простой технологический подход к решению этой проблемы, ранее апробированный в системе GaAs/AlGaAs [10], который базируется на использовании комплексного легирования расплавов индия редкоземельными элементами и алюминием в оптимально подобранных соотношениях.

С этой целью решались две основных задачи. Первая состояла в том, чтобы изучить влияние комплексного легирования редкоземельными элементами и алюминием на электрофизические свойства слоев InGaAsP и на основе этого определить оптимальные соотношения между количеством РЗЭ и алюминия в расплаве индия, при котором обеспечивается низкий фоновый уровень и хорошая морфология слоев. Вторая задача состояла в том, чтобы на примере получения приборных структур InP/InGaAsP для фотоприемников и полевых транзисторов апробировать новый технологический подход и его эффективность.

### Методика эксперимента

Эпитаксиальные слои InGaAsP выращивались методом ЖФЭ в графитовой слайдерной кассете из

расплава индия (99,9999) на подложках полуизолирующего InP:Fe с ориентацией (100). Температура начала эпитаксии составляла 650°C, а интервал наращивания — 15°C. Кристаллизация слоев проводилась из переохлажденного на 10°C раствора-расплава. Скорость снижения температуры не превышала 0,8°C/мин. Иттербий, гадолиний и алюминий добавлялись в индиевый расплав непосредственно перед загрузкой реактора в тепловой блок. Концентрация Yb и Gd в растворах-расплавах индия изменялась в пределах от 0 до  $9,8 \cdot 10^{-2}$  ат.%, а Al — от 0 до  $2,5 \cdot 10^{-2}$  ат.%. Для насыщения расплавов по фосфору использовался поликристаллический InP с концентрацией свободных электронов  $(5...7) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ .

Гомогенизация растворов-расплавов осуществлялась в течение 1,2 ч в атмосфере водорода, очищенного через палладиевый барьер. Непосредственно перед началом наращивания поверхность подложки подрастворялась в недонасыщенном расплаве индия. Толщина эпитаксиальных слоев составляла 3—5 мкм.

Для определения влияния комплексного легирования алюминием, Yb и Gd расплавов индия на электрофизические свойства слоев InGaAsP, полученных методом ЖФЭ, были проведены две серии экспериментов. В первой серии изучалось влияние одновременно введенных в индиевый расплав иттербия и алюминия на концентрацию и подвижность носителей в слоях InGaAsP ( $\lambda_{\text{ген}} = 1,06 \text{ мкм}$ ). Выбор для исследования слоев такого состава обусловлен тем, что эти слои широко используются в составе гетероструктур InP/InGaAsP для фотоприемников, чувствительных в ближнем инфракрасном диапазоне 1,0—1,6 мкм, а также светодиодных структур с длиной волны излучения 1,06 мкм. Во второй серии экспериментов определялось изменение концентрации носителей в слоях InGaAsP такого же состава под влиянием гадолиния и алюминия, одновременно добавляемых в индиевый расплав.

Эпитаксиальные гетероструктуры InP/InGaAsP для фотоприемников кристаллизировались на пластинах InP, легированных оловом с кристаллографической ориентацией [100]. Нарастивались два типа гетероструктур, которые отличались концентрацией носителей в слое *i*-InGaAsP и состояли из буферного слоя *n*-InP, легированного оловом, с концентрацией электронов  $(7...9) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  и толщиной 5—7 мкм, на поверхности которого формировался узкозонный слой *i*-InGaAsP (ширина запрещенной зоны  $E_g = 0,95 \text{ эВ}$ ) толщиной 3—5 мкм, параметры решетки которого хорошо согласуются с параметрами решетки InP. Для гетероструктуры типа *A* слой *i*-InGaAsP формировался из расплава индия, комплексно-легированного иттербием и алюминием. Концентрация электронов в слое не превышала  $1,0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ . Для гетероструктуры типа *B* слой *i*-InGaAsP наращивался из расплава индия, легированного только иттербием, и концентрация электронов в нем составляла  $1,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . На поверхности *i*-слоя в обоих типах гетероструктур формировался более широкозонный слой *p*-InGaAsP ( $E_g = 1,17 \text{ эВ}$ ) толщиной 1,5—2,0 мкм, легированный цинком до концентраций  $(6...7) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Для исследований на ос-

нове гетероструктур изготавливались мезаструктуры фотодиодов с активной площадью  $0,3 \cdot 10^{-2} \text{ см}^2$ .

Концентрация и подвижность носителей заряда в слоях InGaAsP измерялась с использованием методики эффекта Холла.

Измерение рельефа поверхности слоев проводилось с помощью профилографа DekTak ПА (США).

### Экспериментальные результаты и обсуждение

Результаты исследования образцов, полученных в первой серии экспериментов, приведены на рис. 1. Кривая 1 получена на основе измерения образцов InGaAsP, выращенных из индиевых расплавов, легированных только иттербием. Кривые 2, 3 и 4 получены на основе измерения образцов, легированных иттербием и фиксированными концентрациями алюминия. Результаты измерения концентрации носителей в слоях InGaAsP под влиянием гадолиния и алюминия показаны на рис. 2.

Для всех серий образцов наблюдается уменьшение концентрации электронов и при определенных, критических для каждой из серий образцов, количествах иттербия  $X_{\text{Yb}}^{\text{кр}}$  или гадолиния  $X_{\text{Gd}}^{\text{кр}}$  в расплаве индия *n*-тип проводимости изменяется на *p*-тип, т. е. имеет место инверсия типа проводимости. Особенностью концентрационной зависимости носителей заряда в слоях InGaAsP является то, что инверсия

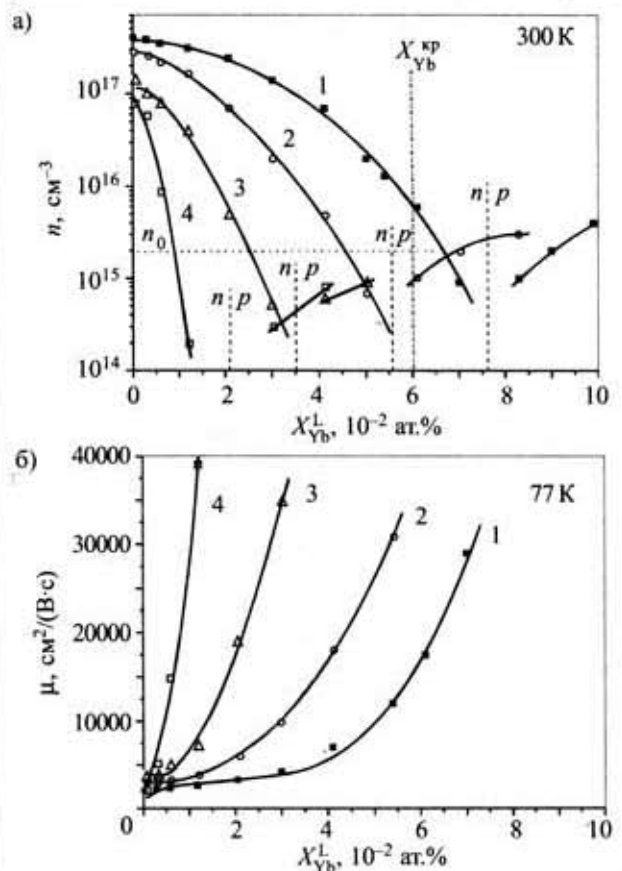


Рис. 1. Зависимость концентрации носителей заряда *n* (а) и их подвижности  $\mu$  (б) в слоях InGaAsP от количества Yb в расплаве индия при фиксированных значениях концентрации алюминия:

1 — 0 ат.%; 2 —  $2,6 \cdot 10^{-3}$  ат.%; 3 —  $8 \cdot 10^{-3}$  ат.%; 4 —  $2,5 \cdot 10^{-2}$  ат.%

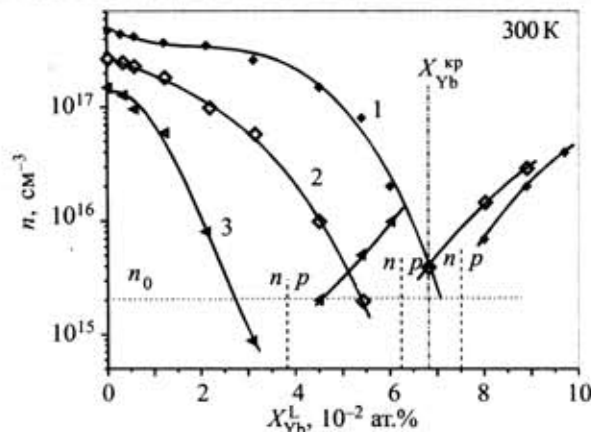


Рис. 2. Зависимость концентрации носителей заряда в слоях InGaAsP от количества Gd в расплаве индия при фиксированных значениях концентрации алюминия: 1 — 0 ат.%; 2 —  $2,6 \cdot 10^{-3}$  ат.%; 3 —  $8 \cdot 10^{-3}$  ат.%

типа проводимости происходит при тем меньших концентрациях иттербия (или гадолиния), чем выше концентрация алюминия в жидкой фазе. Уменьшение концентрации электронов в слоях InGaAsP в каждой из серий образцов сопровождается увеличением их подвижности (рис. 1, б), и максимальное ее значение достигалось при концентрациях иттербия в расплаве индия, близких к критическим.

Сравнение концентрационных зависимостей основных носителей в слоях InGaAsP, приведенных на рис. 1 и 2, с аналогичными данными, полученными для слоев InP, легированных Yb и Sc [11], показывает, что инверсия типа проводимости в слоях InP происходит при количествах редкоземельных элементов, равных  $(5,5 \dots 9) \cdot 10^{-3}$  ат.%. Эти значения почти на порядок меньше, чем количества иттербия и гадолиния, при которых в наших экспериментах были достигнуты минимальные значения концентрации носителей заряда в слоях InGaAsP. Таким образом, для достижения такого же эффекта гетерирования фоновых примесей (снижения концентрации электронов с одновременным повышением их подвижности) в слоях InGaAsP количество редкоземельных элементов в расплаве индия должно быть почти на порядок больше, чем при получении слоев InP. Однако увеличение количества редкоземельных элементов в расплаве индия сопровождается ухудшением морфологии поверхности эпитаксиальных слоев. В наших экспериментах заметное нарушение рельефа поверхности слоев InGaAsP наблюдалось при концентрациях иттербия и гадолиния в расплаве индия, превышающих  $6 \cdot 10^{-2}$  ат.% и  $6,8 \cdot 10^{-2}$  ат.%, соответственно. Эти критические значения концентрации РЗЭ в расплаве индия отмечены на рис. 1 и 2 линиями  $X_{Yb}^{kp}$ ,  $X_{Gd}^{kp}$ . Для сравнения на рис. 3 приведены два типичных профиля поверхности эпитаксиальных слоев InGaAsP, полученных из индиевых расплавов при концентрации иттербия, превышающей критическую —  $X_{Yb} = 7,0 \cdot 10^{-2}$  ат.% (рис. 3, а) и меньших критической —  $X_{Yb} = 3,0 \cdot 10^{-2}$  ат.% (рис. 3, б).

При получении эпитаксиальных *i*-InGaAsP-слоев в составе структур для фотоприемников фоновая концентрация носителей должна быть максимально низкой. Это необходимо для того, чтобы, дополнительно

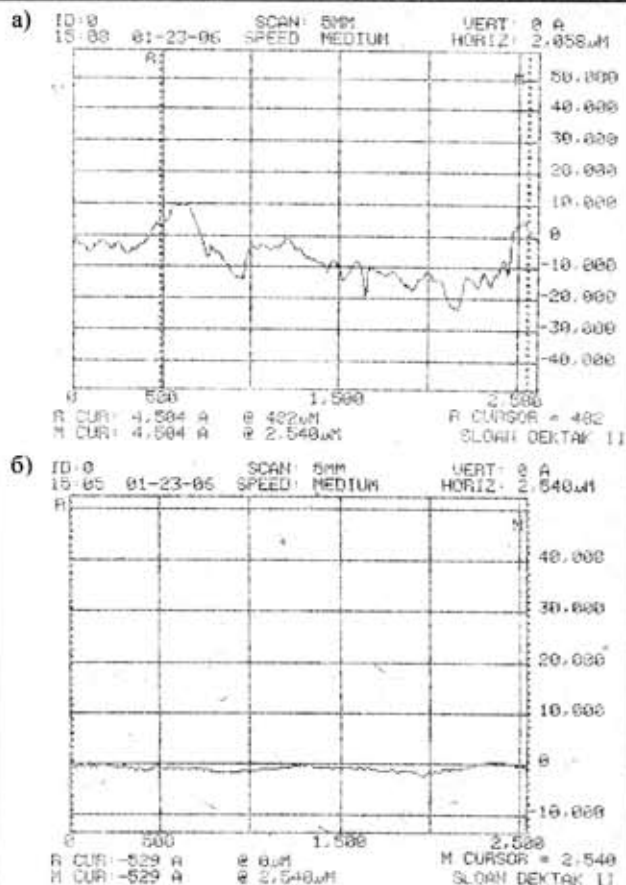


Рис. 3. Типичный профиль поверхности эпитаксиальных слоев InGaAsP, выращенных из индиевых расплавов при разных концентрациях иттербия: а —  $X_{Yb} = 7,0 \cdot 10^{-2}$  ат.%; б —  $X_{Yb} = 3,0 \cdot 10^{-2}$  ат.%

легируя такие слои донорной или акцепторной примесью, можно было бы воспроизводимо получать достаточно низкий уровень легирования, при котором достигаются наилучшие параметры фотоприемников. Определенное из многочисленных данных [12—16] усредненное значение фоновой концентрации носителей в слоях InGaAsP составляет  $\approx 2 \cdot 10^{15}$  см<sup>-3</sup>. На рис. 1 и 2 оно обозначено горизонтальной линией —  $n_0$ . Из рис. 1 видно, что эпитаксиальные слои InGaAsP, легированные только иттербием, с концентрацией носителей, приемлемой для получения приборов (ниже уровня  $n_0$ ), можно получить с концентрацией иттербия больше критической  $X_{Yb}^{kp}$ . Такие слои, как отмечалось выше, имеют плохую морфологию поверхности. Слои же InGaAsP, комплексно легированные иттербием и алюминием с концентрацией носителей, равной и ниже  $n_0$  при всех исследованных значениях алюминия, можно получить при концентрациях иттербия меньше критических  $X_{Yb}^{kp}$ . Причем при повышении концентрации алюминия (в исследованных пределах) подвижность в слоях возрастает (рис. 1, а), а концентрация иттербия удаляется от критической. Подобная картина наблюдается и при получении слоев InGaAsP из индиевых расплавов, комплексно легированных гадолинием и алюминием (рис. 2). Однако есть и некоторые отличия. Главное состоит в том, что при тех же концентрациях гадолиния в расплаве индия изменение концентрации носи-

телей на порядок меньше, чем в слоях, выращенных из расплавов, легированных иттербием. Кроме того, практически только слои *n*-типа, комплексно-легированные гадолинием, пригодны для использования в приборных структурах, т. к. концентрация носителей в них ниже  $n_0$ .

На основе анализа данных, приведенных на рис. 1 и 2, была построена зависимость между количеством алюминия и количествами иттербия и гадолиния в расплаве индия, при которых кристаллизуются слои InGaAsP с концентрацией носителей  $n_0 = 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ . Концентрация  $n_0$  в слоях достигается при количествах иттербия и гадолиния, меньших  $X_{\text{Yb}}^{\text{сп}}$  и  $X_{\text{Gd}}^{\text{сп}}$ . На рис. 4 приведены оптимальные соотношения между количеством РЗЭ и алюминия в расплаве индия, при которых обеспечиваются низкий фоновый уровень и хорошая морфология слоев InGaAsP. Полученные зависимости были использованы для решения второй части поставленной нами задачи — получения приборных структур *n*-InP/*i*-InGaAsP ( $E_g = 0,95 \text{ эВ}$ ) / *p*-InGaAsP ( $E_g = 1,17 \text{ эВ}$ ) для фотоприемников.

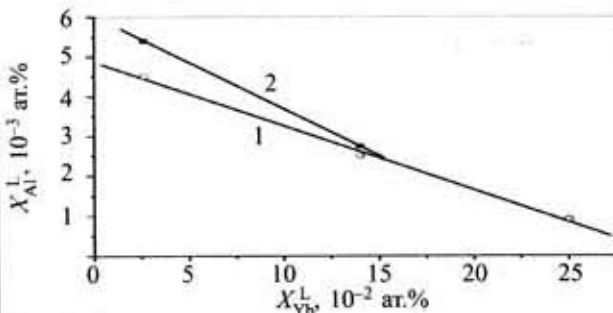


Рис. 4. Соотношения между количеством алюминия и количеством иттербия (1) и гадолиния (2) в расплаве индия, при которых кристаллизуются слои InGaAsP с концентрацией носителей  $n_0 = 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$

На основе гетероструктуры типа *A* были изготовлены фотодиоды для диапазона волн от 1,0 до 1,5 мкм. Их средняя чувствительность составляла 0,62 А/Вт, причем отклонение чувствительности на краях диапазона не превышало 7%.

Типичные вольт-амперные характеристики двух образцов мезаструктур фотодиодов, изготовленных на основе гетероструктур InP/InGaAsP типа *A* и *B*, приведены на рис. 5. Из рисунка видно, что в образцах,

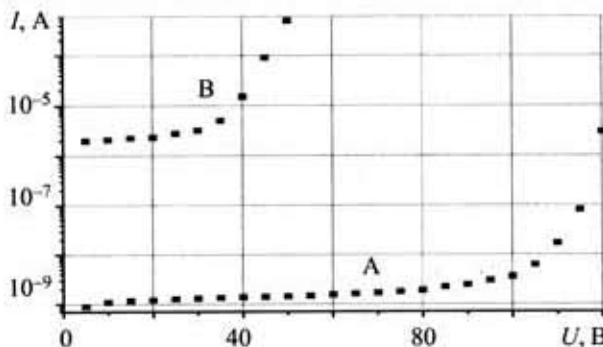


Рис. 5. Обратные ветви вольт-амперных характеристик двух образцов мезаструктур фотодиодов с активной площадью  $0,3 \cdot 10^{-2} \text{ см}^2$ , изготовленных на основе гетероструктур InP/InGaAsP типа *A* и *B*

изготовленных на основе гетероструктуры типа *A*, величина обратного пробивного напряжения, определенного по вольт-амперной характеристике, находится в пределах 110—120 В. В образцах, изготовленных на основе гетероструктуры типа *B*, где концентрация носителей в фоточувствительном слое равна  $1,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , пробивное напряжение не превышает 40—45 В. Экспериментально измеренные значения пробивного напряжения для образцов типа *B* хорошо совпадают с расчетными значениями ( $\approx 42 \text{ В}$ ), определенными согласно формуле [17, с. 111]:

$$V_B = 60 \left( \frac{E_g}{1,1} \right)^{3/2} \left( \frac{N_D}{10^{16}} \right)^{-3/4},$$

где  $V_B$  — напряжение пробоя резкого *p-n*-перехода;  
 $E_g$  — ширина запрещенной зоны при комнатной температуре, В;  
 $N_D$  — концентрация примеси в слаболегированной области,  $\text{см}^{-3}$ .

Некоторые различия между расчетными ( $\approx 190 \dots 200 \text{ В}$ ) и экспериментально определенными значениями напряжения пробоя для структур типа *A* можно объяснить тем, что концентрация электронов в слое *i*-InGaAsP, принятая для расчета ( $1,0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ ), была определена на тестовых образцах, а не в эпитаксиальной структуре. При получении эпитаксиальной структуры возможно влияние двух главных факторов на концентрацию носителей заряда в *i*-InGaAsP-слое. Первым из них является диффузия цинка через газовую фазу между ячейками кассеты, из которой наращивается эпитаксиальная структура. Вторым фактором может быть попадание быстродиффундирующих примесей из подложки (например меди или серы). Но влияние этих факторов вполне устранимо.

Величина обратного тока в образцах мезаструктур типа *A* на три порядка ниже, чем в образцах типа *B*. Величина плотности порогового темнового тока в фотодиодах, изготовленных на основе гетероструктуры типа *A*, равна  $5 \cdot 10^{-7} \text{ А/см}^2$ , а в фотодиодах, изготовленных на основе гетероструктуры типа *B* —  $7 \cdot 10^{-4} \text{ А/см}^2$ .

Высокая чувствительность фотодиодов, большие обратные напряжения пробоя и низкие плотности темнового тока свидетельствуют об эффективности использованного технологического подхода к получению нелегированных слоев InGaAsP в составе гетероструктур InP/InGaAsP.

### Выводы

Определены оптимальные соотношения между количеством РЗЭ и алюминия в расплаве индия, при которых обеспечивается низкий фоновый уровень и хорошая морфология слоев. С применением технологического подхода, который базируется на использовании комплексного легирования индиевых расплавов иттербием и алюминием, получены эпитаксиальные структуры InP/InGaAsP для фотоприемников. Эффективность предложенного технологического подхода подтверждена изготовлением фотодиодов с чувствительностью 0,62 А/Вт в диапазоне длин волн от 1,0 до 1,5 мкм на основе гетероструктур *n*-InP/*i*-InGaAsP ( $E_g = 0,95 \text{ эВ}$ ) / *p*-InGaAsP ( $E_g = 1,17 \text{ эВ}$ ).

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Wu M. Ch., Chiu Ch. M. Very high purity InP layer grown by liquid-phase epitaxy using erbium gettering // *Journal of Applied Physics*.— 1993.— Vol. 73.— P. 468—470.
2. Крещук А. М., Новиков С. В., Савельев И. Г. Низкотемпературная подвижность 2МЭГ и качество гетерограницы в гетероструктурах InGaAs/InP, выращенных жидкофазной эпитаксией // *ФТП*.— 1992.— Т. 26.— С. 1375—1382.
3. Matsushima Y., Sakai K., Yamamoto T. Zn-diffused In<sub>0.53</sub>Ga<sub>0.47</sub>As/InP avalanche photodetector // *Applied Physics Letter*.— 1979.— Vol. 35.— P. 466—468.
4. Аигина Н. Р., Арбенина В. В., Малинина Т. М. Четырехкомпонентные твердые растворы в системе In—Ga—As—P — новый материал электронной техники // *Зарубежная электронная техника*.— 1983.— Вып. 8.— С. 3—82.
5. Kondo S., Amano T., Nagai H. High purity LPE growth of InGaAs by adding Al to melt // *Journal of Crystal Growth*.—1983.— Vol. 64.— P. 433—440.
6. Prochazkova O., Oswald J., Zavadil J., et al. Characterization of InP and GaInAsP layers prepared by liquid-phase epitaxy using holmium doping and gettering // *Materials Science and Engineering*.— 1997.— Vol. B 44.— P. 160—163.
7. Prochazkova O., Zavadil J., Zdansky K. LPE InP layers grown in presence of rare-earth elements // *Ibid.*— 2001.— Vol. B 80.— P. 14—17.
8. Гореленок А. Т., Каманин А. В., Шмидт Н. М. Редкоземельные элементы в технологии A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> и приборов на их основе // *ФТП*.— 2003.— Т. 37, вып. 8.— С. 922—940.
9. Crym J. Preparation of InP-based semiconductor materials with low density of defects: effect of Nd, Ho and Tb addition //

*Materials Science and Engineering*.— 2002.— Vol. B 91—92.— P. 407—411.

10. Пат. 50883 України. Спосіб отримання напівізольюючого арсеніду галію / М. М. Ваків, С. І. Круковський, Ю. Є. Ніколасенко.— 2002.— Бюл. № 11.
11. Круковський С. І., Стахіра Й. М., Фотій В. Д. Властивості епітаксійних шарів InP комплексно легованих рідкісноземельними елементами та алюмінієм // *Тези II Української наук. конф. з фізики напівпровідників*.— Чернівці—Вижниця.— 2004.— Т. 2.— С. 21—22.
12. Rakovics V., Puspoki S., Balazs J. et al. Spectral characteristics of InGaAsP/InP infrared emitting diodes grown by LPE // *Materials Science and Engineering*.— 2002.— Vol. B 91—92.— P. 491—494.
13. Rakovics V., Balazs J., Puspoki S., Frigery C. Influence of LPE growth condition on the electroluminescence properties of InP/InGaAs(P) infrared emitting diodes // *Ibid.*— 2001.— Vol. B 80.— P. 18—22.
14. Nakajima K., Yamazaki S., Takanohashi T., Akita K. Liquid phase epitaxial growth of high purity In<sub>1-x</sub>Ga<sub>x</sub>As and InP on (100) and (111) faces // *Journal of Crystal Growth*.— 1982.— Vol. 59.— P. 572—582.
15. Foyt A. G. The electro-optic application of InP // *Ibid.*— 1983.— Vol. 54.— P. 1—10.
16. Prochazkova O., Zavadil J., Zdansky K., Novotny J. Effect of holmium addition during LPE Growth on the properties of InP and GaInAsP layers // *Czechoslovak Journal of Physics*.— 1997.— Vol. 47, N. 7.— P. 685—691.
17. Зи С. Физика полупроводниковых приборов. Т. 1.— М.: Мир, 1984.

НОВЫЕ КНИГИ II

НОВЫЕ КНИГИ

**Игумнов Д. В., Костюнина Г. П. Основы полупроводниковой электроники.— М.: Горячая линия — Телеком, 2005.— 392 с.**

В книге изложены основы построения современных полупроводниковых аналоговых и цифровых устройств. Приведены сведения о физических явлениях в полупроводниковых элементах, рассмотрены различные диоды, биполярные и полевые транзисторы. Описаны особенности интегральных схем. Основное внимание уделяется рассмотрению разнообразных транзисторных и интегральных устройств непрерывного и импульсного действия.

Для студентов вузов и специалистов смежных с электроникой областей, которые занимаются вопросами, требующими от них дополнительных знаний по электронике.



в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции

- Полупроводниковые индуктивности. (Украина, г. Винница)
- Модуляция сигналов с квадратурным изменением угловой компоненты. (Украина, г. Одесса)
- Задачи математического обеспечения процессов проектирования несущих конструкций радиоэлектронных средств автоматизированных систем управления. (Россия, г. Санкт-Петербург)
- Проблемы и задачи синтеза формы и структуры конструктивных модулей радиоэлектронных средств. (Россия, г. Санкт-Петербург)



- Емкость тонкого проводника прямоугольного сечения в микросхеме. (Россия, г. Санкт-Петербург)
- Метод распознавания изображений. (Украина, г. Донецк)
- Электрическое сопротивление контакта тонкопленочных резисторов. (Россия, г. Пенза)
- Система паст для металлизации кремниевых фотоэлектрических преобразователей. (Украина, г. Одесса)

в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции