

06.2; 12

© 1990

СТРУКТУРЫ $AlInAs/InGaAs$ С 2МЭГ,
ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЖИДКОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИА.М. Крещук, С.В. Новиков,
И.Г. Савельев

В последние годы при создании полупроводниковых приборов с гетеропереходами стало использоваться сочетание слоев твердых растворов $In_{0.53}Ga_{0.47}As$ и $Al_{0.48}In_{0.52}As$, изопериодических с подложкой InP . В связи с большим разрывом зоны проводимости $\Delta E_c \approx 0.5$ эВ [1] эта гетеропара применяется при создании полевых транзисторов, лазеров и других оптоэлектронных приборов. До последнего времени эти структуры изготавливались методами молекулярно-лучевой эпитаксии [2, 3] и эпитаксии из металл-органических соединений [4, 5]. Получение гетероструктур $InGaAs/AlInAs$ широко распространенным методом жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ) до настоящего времени не отработано.

Основные проблемы при получении гетероструктур $AlInAs/InGaAs$ методом ЖФЭ возникают из-за сложности создания слоев

$Al_{0.48}In_{0.52}As$, обусловленных:

а - высоким коэффициентом распределения Al и другими особенностями фазовой диаграммы системы $Al-In-As$, позволяющими получение слоев $Al_{0.48}In_{0.52}As$ только при температурах 750-800 °С [6, 7];

б - наличием области несмешиваемости в бинарной системе $Al-In$ при температурах роста [8];

в - существенной деградацией поверхности подложки InP при температурах эпитаксии.

Соответственно, получение слоя $In_{0.53}Ga_{0.47}As$ в одном процессе со слоем $Al_{0.48}In_{0.52}As$ осложнено существенной деградацией поверхности подложки InP при температурах эпитаксии 750-800 °С и отсутствием достоверных данных по фазовой диаграмме $In-Ga-As$ при этих температурах.

В данной работе предложена методика создания отдельных слоев и гетероструктуры $Al_{0.48}In_{0.52}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As$ на подложках InP методом стандартной ЖФЭ.

Рост слоев и гетероструктур проводился в графитовой кассете сдвигового типа со слайдерами из нитрида бора. В качестве подложек применялся полуизолирующий InP (100). При эпитаксии слоев $AlInAs$ использовался раствор-расплав, содержащий алюминий в количестве $X_{Al}^* = 0.00075$ ат. дол. Алюминий и индий, входящие в состав навески, непосредственно перед эпитаксией сплавлялись и отжигались в рабочей кассете при $T \approx 500$ °С, что позволило избежать попадания в область несмешиваемости фазовой диа-

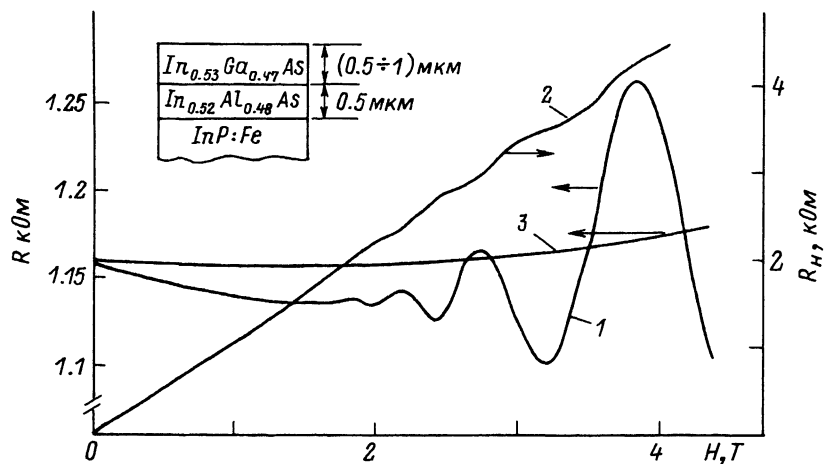
граммы $In-Al$ при дальнейших процессах эпитаксии при $T = 750-800$ °С. После отжига система охлаждалась до комнатной температуры и в кассету загружались $InAs$ и обработанная подложка InP . Рабочая поверхность подложки закрывалась несколькими хорошо подогнанными слайдерами из нитрида бора, что позволило существенно снизить деградацию поверхности подложки. Кристаллизационная система нагревалась до $T \approx 800$ °С, выдерживалась при данной температуре и охлаждалась со скоростью ~ 0.9 град/мин. Суммарное время нахождения подложки перед началом эпитаксии в горячей зоне составляло ~ 60 мин. Использование температуры начала роста ~ 770 °С позволило получить при интервале охлаждения ~ 5 °С слои толщиной ~ 0.5 мкм с зеркальной поверхностью и планарной границей раздела подложка-слой. Состав слоев определялся по исследованию спектров фотолюминесценции и соответствовал $Al_{0.48}In_{0.52}As$.

При получении слоев $In_{0.53}Ga_{0.47}As$ использовался раствор-расплав содержащий 0.168 ат. дол. мышьяка. Компоненты раствора-расплава предварительно перед процессом роста отжигались при температуре эпитаксии в течение нескольких часов. Использование высоких температур роста при одинаковом уровне пересыщения раствора-расплава обуславливает существенное возрастание скоростей роста по сравнению со стандартными режимами [9]. При эпитаксии в сдвиговых кассетах это приводит к образованию ступенек в направлении нанесения раствора-расплава. Использование кассет с отсекателем [9] обеспечило одновременность контакта жидкой фазы со всей поверхностью подложки и позволило из данного объема раствора-расплава получить слои $In_{0.53}Ga_{0.47}As$ с зеркальной поверхностью толщиной ~ 3 мкм при интервале охлаждения ~ 1 °С при температурах ~ 770 °С.

Сочетая два вышеописанных режима в едином технологическом процессе, нами были выращены при „высоких“ температурах (~ 770 °С) гетероструктуры $InP/Al_{0.48}In_{0.52}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As$ с планарными границами раздела подложка-слой и слой-слой.

Наличие большого разрыва в зоне проводимости на гетерогранице позволяет получать в системе $AlInAs/InGaAs$ двумерный электронный газ (2МЭГ) с высокими транспортными свойствами [1-5]. Для получения гетероструктур с 2 МЭГ в данной системе методом ЖФЭ нами выращивались структуры $AlInAs/InGaAs$ с заданными толщинами и уровнями легирования слоев (вставка на рис. 1). Толщины слоев $AlInAs$ составляли ~ 0.5 мкм, а $InGaAs$ 0.5-1 мкм. Концентрация в слое $AlInAs$ составляла $\sim (1-2) \times 10^{16}$ см $^{-3}$, что обеспечивалось использованием в навеске марки ИМЭТ ($n \sim (1-5) \cdot 10^{18}$ см $^{-3}$). Слои $InGaAs$ выращивались из раствора-расплава, легированного редкоземельным элементом самарием [10, 11], что позволило существенно понизить концентрацию в слое.

Из полученных гетероструктур $InP/AlInAs/InGaAs$ изготавливались образцы в форме двойного холловского креста. Для определения наличия двумерного электронного газа проводились гальвано-



Зависимость при $T = 4.2 \text{ К}$ сопротивления (1, 3) и холловского сопротивления (2) гетероструктуры $Al_{0.48}In_{0.52}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As$ от магнитного поля, перпендикулярного (1, 2) и параллельного (3) гетерогранице.

магнитные измерения при гелиевых температурах в сверхпроводящем соленоиде с индукцией магнитного поля до 5 Т. На рис. 1 приведены зависимости сопротивления R (1) и холловского сопротивления R_H (2) от магнитного поля перпендикулярного гетерогранице H_{\perp} , а также сопротивления структуры в магнитном поле параллельном интерфейсу H_{\parallel} (3). Видно, что осцилляции сопротивления Шубникова-де Гааза (ОШГ) наблюдаются только в H_{\perp} , а в H_{\parallel} магнитосопротивления практически нет. Такое поведение соответствует случаю, когда проводимость осуществляется по тонкому слою с размерно-квантованным электронным газом и орбитальное движение в H_{\parallel} отсутствует. Параметры полученных структур при $T = 4.2 \text{ К}$ были следующими: концентрация электронов $n_s = (4.1 - 1.5) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ и подвижность $\mu = (0.6 - 1.3) \cdot 10^4 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$. Вид экспериментальных зависимостей свидетельствует об отсутствии шунтирования в данных структурах [11]. Повышение параметров двумерного электронного газа в структуре $InP/AlInAs/InGaAs$ возможно при оптимизации параметров слоев структуры, согласно рекомендациям [11], и при более тщательном согласовании параметров решеток кристаллизуемых материалов.

При освещении $GaAs$ -светодиодом на структурах $InP/AlInAs/InGaAs$ с 2 МЭГ наблюдалось явление замороженной фотопроводимости. Изменение концентрации, полученное таким образом, составляет $\sim (5 - 10) \%$, хотя подвижность носителей возрастает примерно на 25 %. При концентрациях $(4.8 - 5.0) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ в образцах

наблюдается заполнение 11 подзоны размерного квантования, о чем можно судить по появлению второго периода в ОШГ.

Таким образом, разработанная технология получения слоев и структур позволила впервые наблюдать двумерный электронный газ на гетероструктурах $Al_{0.48}In_{0.52}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As$, полученных методом ЖФЭ.

Авторы благодарны Ю.В. Шмарцеву, И.И. Сайдашеву, Т.А. Полянкой и А.Я. Шиху за постоянный интерес и внимание к работе, А.К. Акимову за полезные консультации по фазовой диаграмме $In-Ga-As$, В.В. Чалдышеву за фотолюминесцентные исследования.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Peng C.K., Ketterson A., Morkos H., Solomon P.M. // J. Appl. Phys. 1986. V. 60. N 5. P. 1709-1712.
- [2] Cheng K.Y., Cho A.Y., Drummond T.J., Morkos H. // Appl. Phys. Lett. 1982. V. 40. N 2. P. 147-149.
- [3] Lee D.H., Sheng S.Li, Sauer N.J., Chang T.Y. // Appl. Phys. Lett. 1989. V. 54. N 19. P. 1863-1865.
- [4] Mori Y., Kamada M. // J. Cryst. Growth. 1988. V. 93. N 1-4. P. 892-899.
- [5] Ainal, Mattingly M., Fathimulla A., Martin E.A., Loughran T., Stecker L. // J. Cryst. Growth. 1988. V. 93. N 1-4. P. 911-918.
- [6] Nakajima K., Tanahashi T., Akita K. // Appl. Phys. Lett. 1982. V. 41. N 2. P. 194-196.
- [7] Tanahashi T., Nakajima K., Yamaguchi A., Vmebu I. // Appl. Phys. Lett. 1983. V. 43. N 11. P. 1030-1032.
- [8] Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. М.: Наука, 1962. 608 с.
- [9] Уфимцев В.Б., Акчурин Р.Х. Физико-химические основы жидкофазной эпитаксии. М.: Металлургия, 1983. 224 с.
- [10] Воробьева В.В., Егорова М.В., Крещук А.М., Новиков С.В., Савельев И.Г. // ФТП. 1989. Т. 23. В. 9. С. 1699-1701.
- [11] Голубев Л.В., Крещук А.М., Новиков С.В., Полянская Т.А., Савельев И.Г., Сайдашев И.И. // ФТП. 1988. Т. 22. № 11. С. 1948-1954.