

способствует неравномерному поглощению излучения. Такая ситуация действует в направлении роста  $S(\Phi)$  для А-экситона при взаимодействии его как с  $L0-$ , так и с ТА-фононами. Другие факторы (локальные электрические и деформированные поля, нарушения периодической структуры и трансляционной симметрии и т.д.) также могут вносить вклад в зависимость  $S(\Phi)$ .

#### С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Евстропов В.В. и др. // ФТП. 1976. Т. 10. № 10. С. 1898-1904.
- [2] Бржезинский В.А. и др. // Изв. АН СССР, сер. физ. 1977. Т. 41. № 11. С. 2319-2324.
- [3] Коршунов Ф.П. и др. // ЖПС. 1988. Т. 49. № 5. С. 785-789.
- [4] Добрынина Е.С., Петров В.И. // Изв. АН СССР, сер. физ. 1984. Т. 48. № 12. С. 2366-2373.
- [5] Пекар С.И. // ЖЭТФ. 1950. Т. 20. № 1. С. 510-519.
- [6] Huang K., Rhys A. // Proc. Roy. Soc. 1950. V. 204A. P. 406-415.
- [7] Коршунов Ф.П., Курилович Н.Ф. // ФТП. 1978. Т. 12. № 7. С. 1438-1439.
- [8] Пихтин А.Н. // ФТП. 1977. Т. 11. № 3. С. 425-456.
- [9] Давыдов А.С. Теория твердого тела. М.: Наука, 1976. 560 с.
- [10] Баженов В.К., Фистуль В.И. // ФТП. 1984. Т. 18. № 7. С. 1345-1351.

Институт полупроводников АН УССР,  
Киев

Поступило в Редакцию  
5 марта 1990 г.

Письма в ЖТФ, том 16, вып. 11

12 июня 1990 г.

05.1; 06.3

© 1990

#### НОВАЯ ЭПИТАКСИАЛЬНАЯ СТРУКТУРА ДЛЯ АРСЕНИД-ГАЛЛИЕВЫХ ПРИБОРОВ НА ПОДЛОЖКАХ КРЕМНИЯ

Б.К.Медведев, В.П.Гаранин,  
В.Б.Копылов, В.Г.Мокеров,  
Ю.В.Слепнев, А.Л.Кузнецов

В последние годы активно развивается арсенид-галлиевая технология на подложках кремния для создания широкого класса микро- и оптоэлектронных приборов и интегральных схем [1-5]. Перспективность этого направления связана с тем, что кремниевые подложки обладают более высокой теплопроводимостью, механической прочностью, меньшей стоимостью по сравнению с под-

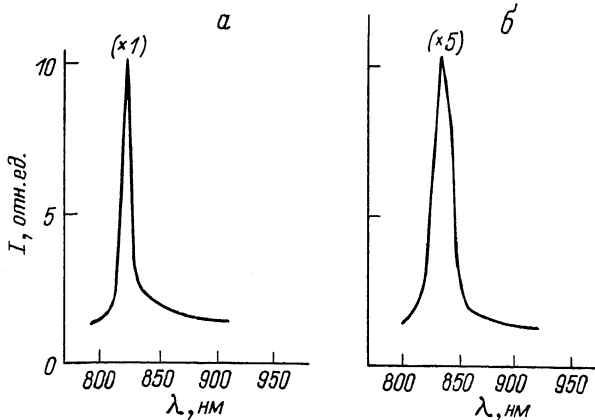


Рис. 1. Спектры фотолюминесценции эпитаксиальных слоев  $GaAs$  1 и 2 типов при  $T = 77$  К: а - тип 2, б - тип 1.

ложками  $GaAs$ . Кроме того, открывается возможность интеграции на одной пластине арсенид-галлиевых и кремниевых приборов, в том числе и для создания оптоэлектронных ИС.

Однако для успешного развития этой технологии необходимо решить проблему дефектности слоев  $GaAs$  в системе  $GaAs-Si$ , обусловленную рассогласованием параметров кристаллических решеток  $GaAs$  и  $Si$  ( $\sim 4\%$ ), возникновением антифазных доменов при эпитаксии полярного кристалла на неполярном и различием коэффициентов теплового расширения  $GaAs$  и  $Si$  [1, 2]. В литературе [1-5] сообщается о нескольких способах снижения плотности дислокаций, антифазных дефектов и механических напряжений, например, создание в приграничном слое ( $GaAs-Si$ ) сверхрешеток из гетероструктур [4, 5]. Однако последнее требует прецизионной и сложной технологии.

В данной работе предлагается более простая технология „многоступенчатого“ роста  $GaAs$  на  $Si$  методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), как развитие технологии „двухступенчатого“ роста [5].

В качестве исходных подложек использовались пластины кремния р-типа (КДБ-10) с поверхностью (001), с допуском на разориентацию  $\pm 0,5-2^\circ$  в направлении (011). Подготовка подложек для МЛЭ-роста арсенида галлия включала: удаление углеродосодержащих загрязнений, обработку в  $HF$ , в кислотноперекисном -  $H_2SO_4 : H_2O_2 : H_2O$  (4:1:1) и аммиачноперекисном -  $NH_4OH : H_2O_2 : H_2O$  (1:1:40) травителях, промывку в деионизованной воде и сушку. Финишная очистка подложек от естественного окисла производилась непосредственно в ростовой камере установки МЛЭ путем прогрева подложки до температуры  $T_{II} = 1100$  °С. По данным измерений Оже-спектроскопии „in situ“<sup>II</sup>, после такого прогрева в те-

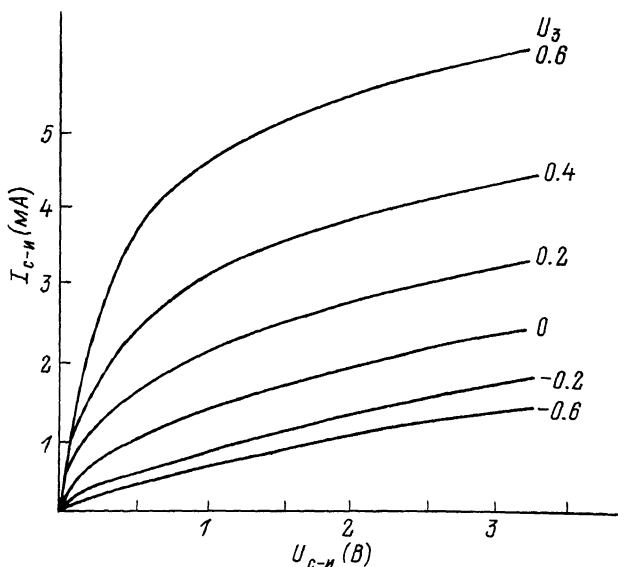


Рис. 2. ВАХ полевого транзистора с затвором Шоттки на структуре „GaAs на Si“.

( $U_{c-н}$ ,  $I_{c-н}$  — напряжение и ток между стоком и истоком транзистора).

чение 15–20 мин пики, связанные с кислородом, пропадали.

Были исследованы два варианта режимов выращивания структур GaAs-Si. Вариант 1 (1-й тип образцов) реализовался путем „двухстадийного“ роста. В этом случае подложка после 15 мин отжига при  $T = 1100^\circ\text{C}$  охлаждалась до  $400^\circ\text{C}$  и выдерживалась 5–10 мин в потоке мышьяка, затем открывалась заслонка галлиевого источника и со скоростью 0,2 мкм/час выращивался слой GaAs толщиной 0,1 мкм. На второй стадии температура подложки  $T$  повышалась до  $580\text{--}600^\circ\text{C}$  и выращивался слой GaAs толщиной 1,5–2 мкм (со скоростью 0,8±1 мкм/час). В варианте 2 впервые использован метод „многостадийного“ роста. Он заключался в последовательном формировании (после высокотемпературного отжига при  $T = 1100^\circ\text{C}$ ) периодической структуры из „низкотемпературных“ ( $T = 400^\circ\text{C}$ ) и „высокотемпературных“ ( $T = 600^\circ\text{C}$ ) слоев GaAs. Их период составлял 0,1–0,15 мкм, число периодов 3–4 (образцы типа 2).

В результате измерений диффракции быстрых электронов установлено, что у обоих типов образцов (1 и 2) проявляются кикучи-линии, свидетельствующие о хорошем качестве кристаллической структуры. При этом образцы типа 2 („многостадийный“ рост) обладают более узкими кикучи-линиями и более совершенной кристаллической решеткой.

На рис. 1 приведены результаты измерений спектров фотолюминесценции (ФЛ) исследуемых образцов при 77 К. Для образцов типа 2 интенсивность ФЛ выше (в 5 раз), а ширина пика ФЛ уже, чем для образца типа 1. Это также указывает на более высокую степень структурного совершенства образцов типа 2.

Для Холловских измерений были выращены структуры обоих типов со слоями *GaAs*, легированными *Si* (п-тип). Установлено, что при концентрации электронов  $n = 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  подвижность при  $T = 300 \text{ К}$  составляла  $2000 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$  и  $3000 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$  в образцах 1 и 2 соответственно. Это согласуется с более высоким качеством кристаллической решетки в образцах типа 2 – с несколькими чередующимися „низкотемпературными“ и „высокотемпературными“ слоями *GaAs*.

Отметим, что для образцов, полученных непосредственным осаждением на кремниевую подложку „высокотемпературных“ слоев *GaAs* ( $T = 580\text{--}600 \text{ }^\circ\text{C}$ ), на электронограммах кикучи-линии не наблюдались, ФЛ отсутствовала, из-за чрезвычайно низкой подвижности они „не поддавались“ Холловским измерениям.

Таким образом, можно полагать, что формирование на кремниевой подложке „низкотемпературного“ структурно разупорядоченного слоя ограничивает прорастание дефектов, возникающих на границе *Si - GaAs*, а создание многослойной структуры с несколькими чередующимися „низкотемпературными“ слоями *GaAs* делает это более эффективно. Напомним, что аналогичный эффект имеет место при формировании сверхрешеток *GaAs - GaAlAs* с периодом  $\sim 10\text{--}20 \text{ нм}$  [1-2].

На структурах типа 2 были изготовлены полевые транзисторы с барьером Шоттки. Для этих целей выращивались структуры, где в качестве канала транзистора служили слои *GaAs* с толщиной  $d = 0.2 \text{ мкм}$  и  $n = 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , которые располагались над буферным нелигированным слоем *GaAs* с  $d = 1.5 \text{ мкм}$ . Омические контакты истока и стока изготавливались на основе сплава *Au - Ge - Ni*, в качестве затворной металлизации использовалась система *Au - V*. Длина затвора транзисторов  $L_3$  составляла  $1.2 \text{ мкм}$  и ширина  $W = 50 \text{ мкм}$ . Расстояние исток-сток составляло  $4 \text{ мкм}$ . На рис. 2 приведены вольт-амперные характеристики такого транзистора. Видно, что крутизна транзистора  $g_m = \frac{dI_c}{dU_3}$

составляет  $180 \text{ мС/мм}$ , что находится на уровне лучших значений для транзисторов, формируемых на эпитаксиальных слоях, выращиваемых на арсенидгаллиевых подложках.

В заключение отметим, что предложенная достаточно простая технология для системы *GaAs - Si*, не требующая формирования гетеропереходов, представляет собой новый альтернативный подход для создания микро- и оптоэлектронных устройств на этой системе.

- [1] Metz e G.M., C h o i H.K., T s a u r B.-Y. // Appl. Phys. Lett. 1984. N 45. P. 1107.
- [2] F i s c h e r R., M o r c o s H., N a u m a n n D.A., Z a b e l H., C h o i C., O t s u k a N., L o n g e r b o n e M., E r i c k s o n L.P. // J. Appl. Phys. 1986. V.1640.
- [3] L e e J.W., S c h i c h i j o H., T s a i H.L., M a t y i R.J. // Appl. Phys. Lett. 1987. V. 50. P. 31.
- [4] E C-M o s r y N., T a r n J.C. // Appl. Phys. Lett. 1987. V. 51. P. 1608.
- [5] N a y a f u j i N., O c h i S., M i y a s h i t a M., T s u g a m i M., M a r o t a n i T., K a w a g i s h i A. // Journ. of Cryst. Growth. 1988. V. 93. P. 494.

Поступило в Редакцию  
3 марта 1990 г.

Письма в ЖТФ, том 16, вып. 11 12 июня 1990 г.

01

© 1990

ЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИНЕРЦИАЛЬНЫХ  
ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ДИНАМИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ  
СО СТРАННЫМ АТТРАКТОРОМ

В.В. А ф а н а с ь е в, Ю.Е. П о л ь с к и й

Одним из эффективных методов стабилизации состояния нелинейных динамических систем (ДС) типа Лоренца:

$$\dot{x} = c(y-x), \quad \dot{y} = rx-y-xz, \quad \dot{z} = xy-bz \quad (1)$$

при возникновении странного аттрактора (СА) [1-3] является инерциальное воздействие на параметры  $c, r, b$  системы [4, 5]. В режиме СА система (1) ведет себя непредсказуемо при сколь угодно малом флуктуационном воздействии на ДС из-за сколь угодно малых взаимных переходов между бесконечно большим количеством траекторий в определенных очень малых областях фазового пространства [1]. Анализ инерциальных воздействий на ДС (1) до настоящего времени проводился только при движе-