

06; 12

© 1992

МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВАЯ ЭПИТАКСИЯ  
ОДНОДОМЕННОГО АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ НА (001)  
КРЕМНИИ, ПАССИВИРОВАННОМ ВОДОРОДОМВ.Г. Антипов, Р.В. Каллион,  
Р.Н. Кютт, С.А. Никишин,  
С.С. Рувимов, Д.В. Синявский,  
В.А. Соловьев, Л.М. Сорокин,  
Н.Н. Фалеев, М.П. Щеглов

Недавно [1-3] была продемонстрирована возможность реализации молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ)  $GaAs$  на пассивированных водородом  $Si(001)$  подложках, предэпитаксиальная термообработка которых проводилась в сверхвысоком вакууме при температурах (400-600) °С. Столь значительное снижение температуры предэпитаксиальной обработки поверхности  $Si$  является существенным вкладом в решение задачи совмещения технологий оптоэлектронных приборных структур на основе  $GaAs$  и кремниевых интегральных схем. При этом по-прежнему актуальными остаются задачи снижения плотности дефектов в арсениде галлия, а именно: двойников, антифазных границ (АФГ) и прорастающих дислокаций, в частности получение однодоменного арсенида галлия.

В данной работе приведены результаты исследования структурного совершенства однодоменного арсенида галлия, полученного методом МПЭ на строго ориентированных  $Si(001)$  подложках, пассивированных водородом.

МПЭ арсенида галлия проводилась на установке ЭП-1301, модифицированной в ФТИ им. А.Ф. Иоффе. Состав и структура поверхностей подложек и слоев контролировались „*in situ*” (в аналитической камере ЭП-1301) методами Оже-электронной спектроскопии (ОЭС) и дифракции медленных электронов (ДМЭ) с помощью

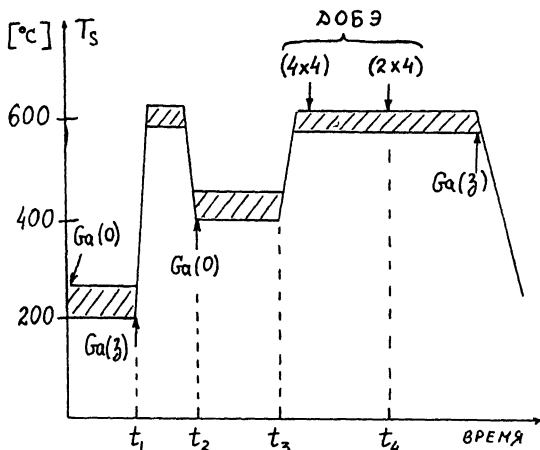


Рис. 1. Температурно-временной режим роста  $GaAs$  на  $Si(001)$  подложке, пассивированной водородом и прошедшей предэпитаксиальную термообработку в ростовой камере при  $T_s = 400-600$  °C. Заштрихованные области соответствуют возможным интервалам изменения  $T_s$ .

Обозначения:  $Ga(0)$  - открыта заслонка перед  $Ga$ -источником;  $Ga(3)$  - заслонка закрыта;  $t_1$  - время роста первого слоя  $GaAs$  толщиной  $500-1000$  Å со скоростью  $0.1-0.2$  мкм/час при соотношении потоков ( $J$ )  $As_4$  и  $Ga$  на уровне  $(J_{As_4}/J_{Ga}) = 10-20$ ;  $t_2 - t_1 = 10-20$  мин - время отжига первого слоя в потоке  $As_4 \sim \sim 10^{15}$  ат/см<sup>2</sup> с;  $t_3 - t_2 = 2$  часа - время роста промежуточного буферного слоя  $GaAs$  со скоростью  $\sim 1$  мкм/час и  $(J_{As_4}/J_{Ga}) = 2-4$ ;  $t_4 - t_3 = 1-2$  часа - время, в течение которого происходит постепенное изменение структуры поверхности по мере увеличения толщины слоя  $GaAs$ , выращиваемого со скоростью  $\sim 1$  мкм/час при  $(J_{As_4}/J_{Ga}) = 1.5-3$ . Предварительная калибровка температуры подложки и потоков проведена по [9].

четырёхсеточного энергоанализатора с обратным обзором дифракционной картины [4]. Во время МПЭ структура поверхностей подложки и слоя исследовалась с помощью дифракции отраженных быстрых электронов (ДОБЭ). Структурное совершенство эпитаксиальных слоев затем изучалось методами трехкристалльной рентгеновской дифрактометрии (ТРД) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Подложки  $Si(001)$  (точность ориентации не хуже  $20''$ ) предварительно очищались химически по методике [1, 2], финишной стадией которой является травление в смеси  $HF + C_2H_5OH$ . На этой стадии происходит удаление тонкого окисла с поверхности подложки, а также формируется поверхностная фаза дигидрида кремния [5].

По данным ДОБЭ и ДМЭ, структура поверхности таких подложек (1x1). Типичное соотношение интенсивностей (1) Оже-сигналов кислорода (510 эВ) и кремния (92 эВ) после загрузки подложек в ЭП-1301 составляло ( $I_o/I_{Si} = (0.9-1.5) \cdot 10^{-3}$ ), а для углерода (272 эВ) это соотношение составляло ( $I_C/I_{Si} = (1.0-3.3) \cdot 10^{-3}$ ), если время выдержки подложек после финишного травления на воздухе составляло 15-20 минут. Термообработка подложек в ростовой камере ЭП-1301 при фоновом давлении мышьяка  $\sim 10^{-7}$  Па в течение нескольких часов или нескольких десятков минут при температурах  $T_S = (350-600)^\circ\text{C}$  соответственно, приводила, как правило, к получению атомарно-чистых поверхностей ( $I_o/I_{Si} \rightarrow 0.1$  /  $I_{Si} \rightarrow 0$ ). Структурная перестройка (1x1)  $\rightarrow$  (2x1)+(1x2) наблюдалась при  $T_S = 350 \pm 50^\circ\text{C}$ . По данным ОЭС, поверхность подложки после такой термообработки была покрыта слоем мышьяка. С учетом этого, используя подход [6] для разориентированных Si (001) подложек, мы реализовали МПЭ GaAs по трехстадийной схеме (рис. 1). Как было установлено нами, выращивание промежуточного толстого ( $\sim 2$  мкм) буферного слоя GaAs при  $T_S = 400-450^\circ\text{C}$  обеспечивает подавление антифазных доменов и в случае использования строго ориентированных Si (001) подложек. Подавление доменов, регистрируемое методом ДОБЭ в ходе роста, сопровождалось структурной перестройкой (4x4)  $\rightarrow$  (2x4) поверхности растущего слоя GaAs. При этом структура типа (4x4) поверхности соответствовала присутствию в слое смеси ортогональных доменов, имеющих структуру поверхности (2x4) и (4x2).

Однодоменные слои GaAs, как правило, имели блестящую, гладкую поверхность. Однако на микроуровне их поверхность обладала характерной морфологией (рис. 2, а), основной деталью которой являлись бугорки в форме усеченных четырехгранных пирамид, вытянутых вдоль направления типа  $\langle 110 \rangle$ . Асимметричная форма пирамид, боковые поверхности которых близки к (111)А и (111)В, вероятно, связана с различием скоростей роста в соответствующих кристаллографических направлениях. Кроме пирамид, на поверхности иногда встречаются дефекты округлой формы (Д на рис. 2, а). ПЭМ исследования показали, что этим дефектам отвечает выход на поверхность антифазных доменов (рис. 2, б). АФГ проходит преимущественно по вертикально расположенным плоскостям типа {100}, образуя сложную многогранную призму. Внутри АФГ видны дислокации, плотность которых выше, чем внутри домена. Дислокации вокруг домена также распределены, в основном, не хаотично и образуют скопления типа дислокационных стенок. Как правило, дислокации принадлежат системе скольжения  $a/2 \langle 110 \rangle (111)$ , т.е. имеют вектор Бюргерса типа  $a/2 \langle 110 \rangle$  и линии типа  $\langle 110 \rangle$  или  $\langle 112 \rangle$ . Плотность дислокаций максимальна у гетерограницы GaAs/Si ( $\sim 10^{10}$  см $^{-2}$ ), несколько спадает в промежуточном слое и резко снижается (до  $10^7-10^8$  см $^{-2}$ ) в приповерхностном слое GaAs (рис. 2, в).

Описанное распределение дислокаций подтверждается данными дифференциальной рентгеновской дифрактометрии [7], позволяющей

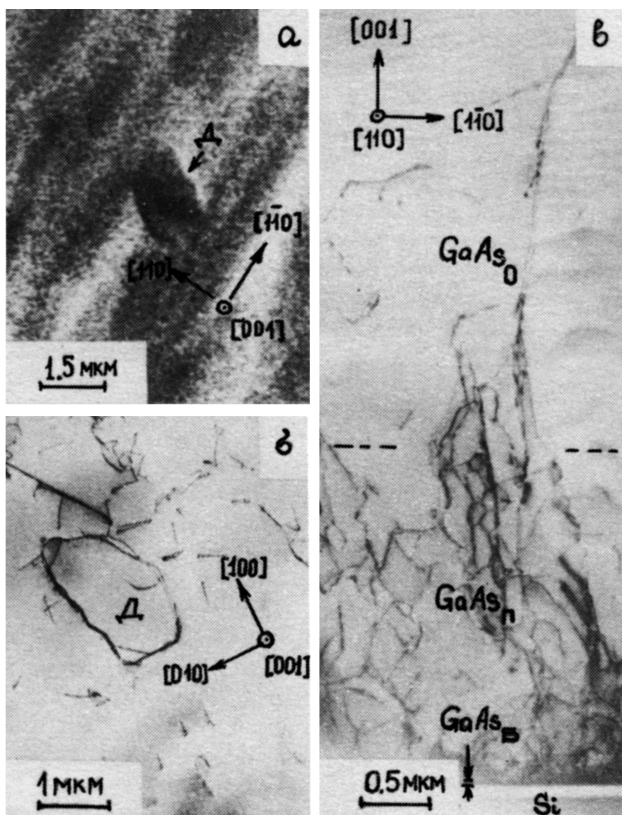


Рис. 2. Результаты электронно-микроскопических исследований однодоменного  $GaAs$ , полученного МПЭ на пассивированном водородом  $Si(001)$ . а - морфология поверхности, выявленная с помощью растровой электронной микроскопии; б - электронно-микроскопическое изображение (на-просвет) тонкого ( $\sim 0.2$  мкм) приповерхностного слоя, светлое поле - отражение (220); в - электронно-микроскопический снимок поперечного среза того же образца, светлое поле - отражение (220).

Обозначения: Б - буферный слой; П - промежуточный слой; О - основной слой  $GaAs$ , Д - антифазный домен.

получать кривые отражения в двух взаимно ортогональных направлениях - вдоль и перпендикулярно вектору обратной решетки  $\vec{H}$ . Полуширины этих кривых равны  $W_{||}=20''$  и  $W_{\perp}=180''$  соответственно для (400)  $Mo_{\alpha}$  отражения. Значительное превышение этими величинами их теоретических значений для совершенного кристалла обусловлено влиянием распределенной по толщине слоя сетки дислокаций (рис. 2, в). Наблюдаемое в эксперименте отсутствие зависи-

мости  $W_{\perp}$  от порядка отражения  $\vec{H}$  свидетельствует о наличии разориентированных кристаллических блоков, границами которых могут быть одноименные по знаку дислокации. В то же время, зависимость  $W_{\parallel}$  от  $\vec{H}$  пропорциональна  $\sim \text{tg} \theta_{\beta}$ , что свидетельствует о хаотическом распределении дислокаций [8]. Реальное распределение дислокаций имеет и ту, и другую особенности, проявляющиеся в разной степени в верхней и нижней частях эпитаксиального слоя.

Анализ углового положения рефлекса (400) в Брегг- и Лауэ-геометрии показал наличие остаточной деформации ( $\sim 10^{-3}$ ) в слое. Однако, хотя параметр кристаллической решетки кремния меньше, чем у арсенида галлия, слой оказался растянутым. Возникновение этой деформации можно объяснить различием коэффициентов термического расширения Si и GaAs, предполагая практически полную релаксацию напряжений несоответствия при температуре эпитаксии.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о перспективности применения пассивированных водородом строго ориентированных Si (001) подложек для МПЭ однодоменного GaAs, имеющего у поверхности сравнительно низкую ( $\sim 10^7 \text{ см}^{-2}$ ) плотность дислокаций и приемлемое структурное совершенство.

#### С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Антипов В.Г., Каллион Р.В., Никишин С.А., Синявский Д.В. // Письма в ЖТФ. 1990. Т. 16. В. 16. С. 66-69.
- [2] Антипов В.Г., Никишин С.А., Синявский Д.В. // Письма в ЖТФ. 1991. Т. 17. В. 2. С. 19-23.
- [3] Fang S.F., Salvador A., Morcos H. // Appl. Phys. Lett. 1991. V. 58. N 17. P. 1887-1889.
- [4] Антипов В.Г., Большунов И.Б., Романов С.С. // ПТЭ. 1990. № 4. С. 166-168.
- [5] Gräff D., Grundner M., Schulz R. // J. Vac. Sci. Technol. 1989. A 7. N 3. P. 808-813.
- [6] Varrio J., Asonen H., Lammasniemi J., Pessa M. // Appl. Phys. Lett. 1989. V. 55. N 19. P. 1987-1989.
- [7] Кютт Р.Т., Аргунова Т.С. // ФТТ. 1989. Т. 31. В. 1. С. 40-44.
- [8] Рябошапка К.П. // Заводская лаборатория. 1981. № 5. С. 26-33.
- [9] Антипов В.Г., Никишин С.А., Светлов В.Н., Синявский Д.В., Спиренков В.А. // ЖТФ. 1991. Т. 61. В. 1. С. 174-178.