

## МИКРОСТРУКТУРА ПЛЕНОК ГЕРМАНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИЕЙ НА ПОДЛОЖКАХ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

© Г.Н.Семенова, Т.Г.Крыштаб,  
Л.В.Шеховцов, Ю.Г.Садофьев

1. Наличие специально сформированного слоя оксидов, способ предэпитаксиальной подготовки подложки арсенида галлия оказывают существенное влияние на механизм формирования пленок германия. Процесс аномальной гетеродиффузии компонент подложки приводит к неоднородности пленок по толщине [1]. Естественно ожидать отличия свойств пленок при выращивании методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) и термическим испарением в вакууме.

Работа проведена с целью изучения влияния вида обработки подложки GaAs перед МЛЭ, ее структурной неоднородности на процессы релаксации внутренних напряжений при эпитаксиальном росте и на свойства пленок Ge как по толщине  $d$ , так и по площади. Наряду с рентгено-топографическими и рентгенодифракционными исследованиями измерялись спектральные характеристики объемно-градиентной фотоэдс, возникающей в направлении, параллельном границе раздела гетероструктуры, с целью их сравнения со спектральными характеристиками пленок Ge, выращенных методом термического испарения в вакууме [2].

2. Гетероэпитаксия Ge производилась из молекулярных пучков при электронно-лучевом способе испарения [1]. Предельное давление остаточных газов составляло  $\sim 1 \cdot 10^{-8}$  Па, температура подложек  $400^\circ\text{C}$  и скорость роста  $\sim 0.3$  нм/с. Все пленки Ge были выращены на стандартных промышленных подложках полуизолирующего  $\langle 001 \rangle$  GaAs с ячеистой дислокационной структурой и  $W$ -образным распределением средней плотности дислокаций  $N_d = 10^4 - 10^5$  см $^{-2}$ . При выращивании использовались подложки с атомарно-чистой или окисленной поверхностью. Для получения атомарно-чистой поверхности подложки прогревались в вакууме при  $T = 550^\circ\text{C}$ . Эпитаксия производилась на стабилизированной мышьяком поверхности при  $400^\circ\text{C}$  путем кратковременной подачи пучка мышьяка из ячейки Кнудсена [1], что приводило к получению пленок Ge  $n$ -типа проводимости с уровнем легирования, уменьшавшимся от  $9 \cdot 10^{17}$  ( $\mu_n = 100$  см $^2$ /В  $\cdot$  с)

до  $4 \cdot 10^{17}$  ( $\mu_n = 840 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ ) при увеличении толщины пленок от 0.45 до 5 мкм<sup>1</sup>.

Для получения на поверхности подложки слоя оксида толщиной  $\sim 15 \text{ \AA}$  использовалось химическое травление подложек при комнатной температуре в травителе на основе серной кислоты и перекиси водорода. Этот слой защищал поверхность подложки от углеродосодержащих загрязнений и являлся барьером для диффузии компонентов подложки в пленку. На таких подложках были получены пленки Ge толщиной 0.8–2.0 мкм *p*-типа проводимости ( $p = 5 - 7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ ;  $\mu_p = 400 - 650 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ ).

3. Исследования в схеме топографии по Борману показали, что зарождение дислокаций несоответствия (ДН) в пленках, выращенных на подложках с атомарно-чистой поверхностью, происходило при толщинах, больших 0.4 мкм. Для этих пленок Ge было установлено в схеме топографии по Брэггу с использованием асимметричных (511) и (531) отражений для пленки и подложки соответственно, так что сетка ДН и дислокации, образовавшиеся в процессе роста, располагались в основном в пленке.

В пленках Ge, выращенных на подложках, покрытых слоем естественного оксида, зарождение единичных ДН происходило при толщинах, больших 2 мкм. Наличие слоя оксида препятствовало гетеродиффузии компонентов подложки и, как будет показано ниже, определяло механизмы релаксации упругих деформаций и структурное совершенство пленок.

На рис. 1, *a, б* приведены характерные зависимости интенсивности рентгеновского отражения вблизи угла Брэгга (кривые качания) для исследованных гетероструктур. Кривая *a*, которая соответствует гетеросистеме, выращенной на атомарно-чистой подложке, содержала два максимума: от подложки и от пленки с углом между ними, равным  $2.38'$  (для отражения 004), что соответствует рассогласованию  $f < 0.074\%$ , т. е. меньшему, чем вычисленное для объемных констант материалов. Полуширина кривых качания для пленки Ge уменьшалась с увеличением толщины от  $W = 100''$  до  $W = 70''$  (для  $d = 2.2$  и 5.4 мкм соответственно), а для подложки полуширина  $W = 50'$  практически не зависела от толщины пленки. Отношение  $a^{\parallel} - a^{\perp}/a^{\perp}$ , где  $a^{\parallel}$  и  $a^{\perp}$  — постоянная решетки в направлении, параллельном и перпендикулярном поверхности подложки, уменьшалось на порядок до величины  $3 \cdot 10^{-4}$  при  $d = 5.4$  мкм и сопровождалось увеличением плотности дислокаций несоответствия. Остаточные деформации релаксировали путем их зарождения и размножения [3,4].

<sup>1</sup> Интегральные значения концентрации и подвижности получены из холловских измерений при  $T = 300 \text{ К}$ .

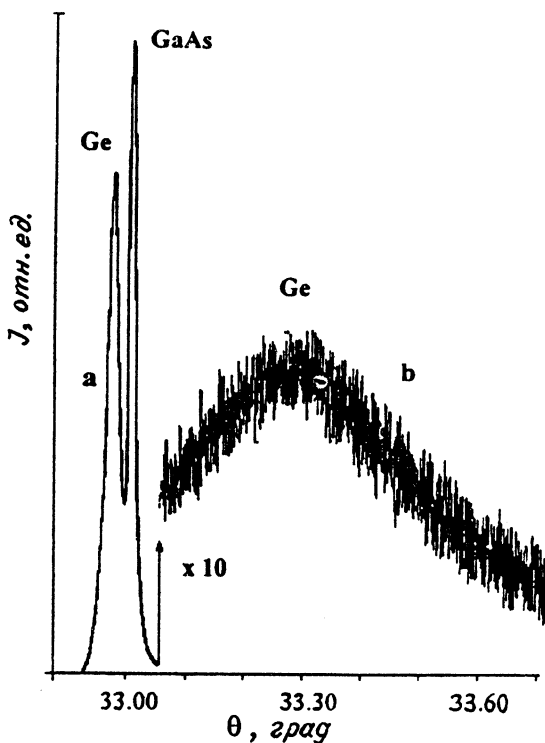


Рис. 1. Рентгеновские дифракционные кривые (004) для Ge-GaAs гетероструктуры ( $d_{\text{Ge}} = 2.2 \text{ мкм}$ ) с атомарно-чистой поверхностью подложки (а) и  $d_{\text{Ge}} = 2 \text{ мкм}$  со слоем оксида (б).

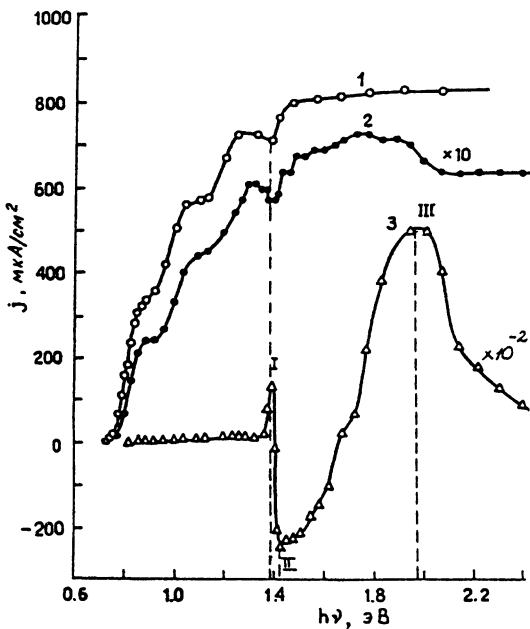
Кривые качания для гетеросистем, выращенных на подложках со слоем оксида (рис. 1, кривая б), существенно отличались от описанных выше наличием широкого пика, соответствующего отражению от пленки Ge ( $W \sim 26'$  для  $d = 2.2 \text{ мкм}$ ). Для случая упругого сопряжения ( $a_{\text{Ge}} > a_{\text{GaAs}}$ ) пик от Ge расположен слева от пика GaAs (рис. 1, а), а для гетеросистемы с оксидом положение пика от Ge менялось в зависимости от направления падающего пучка. На рис. 1, в приведен случай (симметричное отражение 004), когда этот пик расположен справа от пика, соответствующего подложке. Форма пика, связанного с пленкой, обусловлена образованием мозаичной структуры [5], а изменение положения — разориентацией пленки относительно подложки до  $30'$  в направлении  $\langle 100 \rangle$ .

4. Для выявления неоднородностей удельного сопротивления пленок германия исследовались спектральные ха-

рактические характеристики фотоэдс, которая возникает на контактах при освещении образца со стороны пленки монохроматическим светом, падающим перпендикулярно поверхности образца. Методика измерений и приготовления образцов приведена в работе [2]. Причиной, приводящей к возникновению поперечной фотоэдс является градиент темнового удельного сопротивления  $\Delta\rho/\Delta x$  в пленке Ge и прилегающей к ней области подложки. Сигнал фотоэдс в образцах гетероструктур с пленкой Ge различной толщины, которые выращены на подложках со слоем оксидов на поверхности, был очень мал или отсутствовало. В образцах гетероструктур, выращенных на подложках GaAs с поверхностью, стабилизированной мышьяком, сигнал фотоэдс надежно регистрировался и его амплитуда зависела от толщины пленки Ge.

Известно, что величина объемно-градиентной эдс  $E \sim \sim I \times L^2 \cdot d\rho/dx$ , где  $I$  — уровень возбуждения,  $L$  — диффузионная длина неосновных носителей тока,  $d\rho/dx$  — градиент темнового удельного сопротивления вдоль направления измеренной возникающей фотоэдс. Пленки Ge, выращенные на подложках со слоем оксидов, вследствие отсутствия гетеродиффузии являются более чистыми, чем пленки, выращенные на подложках с поверхностью, стабилизированной As. Естественно полагать, что в более чистых пленках диффузионная длина  $L$  может только возрастать. Однако их мозаичная структура, на которую указывают рентгеновские исследования может приводить к уменьшению длины диффузионного смещения  $L$  носителей тока вследствие дополнительной рекомбинации на границах между кристаллитами. Наличие этих двух противоположных тенденций не позволяет сделать однозначный вывод о причине, приводящей к малой амплитуде фотоэдс, в материале со слоем оксидов на поверхности подложки. Этот вопрос должен стать предметом дальнейших исследований.

На рис. 2 приведены спектральные характеристики фототока, возникающего в образцах гетероструктур, выращенных на стабилизированной As поверхности подложки GaAs с различной толщиной пленки германия. По оси ординат отложена плотность фототока  $j$ , т. е. величина, нормированная на единицу освещаемой длины образца  $l$  ( $l = 0.8 - 0.9$  см) и удельного сопротивления  $\rho$ :  $j = E/\rho l$ . Кривые 1 и 2 являются типичными спектральными зависимостями для фототока, генерируемого в области собственного поглощения германия, при условии, когда толщина образца  $d < L$  и рекомбинационный поток в сторону освещаемой поверхности невелик. Спектральная характеристика фототока, соответствующая кривой 3, дважды меняет знак и имеет три выраженных максимума.



**Рис. 2.** Спектры поперечного фототока  $J$  в ГС Ge-GaAs в зависимости от толщины  $d_{\text{Ge}}$ : 1 — 0.5; 2 — 0.4; 3 — 0.2 мкм соответственно. Уровень возбуждения  $\sim 1 \cdot 10^{14}$  квантов  $\cdot \text{см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ .

Изменение знака фототока в зависимости от энергии квантов возбуждающего света, а следовательно и глубины его поглощения в гетероструктуре, связано с наличием противоположно направленных градиентов темнового удельного сопротивления в пленке Ge и области подложки, прилегающей непосредственно к пленке. В диапазоне энергий квантов 0.8–1.35 эВ (максимум 1) свет поглощается в пленке Ge и направление фототока определяется градиентом удельного сопротивления в ней. В области собственного поглощения GaAs с энергий квантов 1.35 эВ суммарный фототок меняет знак вследствие изменения направления градиента удельного сопротивления в подложке (максимум 2). Дальнейшее увеличение энергии квантов и соответственно коэффициента поглощения света ( $\alpha$ ) в Ge приводит к тому, что свет в основном поглощается в пленке ( $\alpha d > 1$ ). Направление фототока при этом снова определяется преимущественно направлением градиента удельного сопротивления в пленке Ge (максимум III). На кривых 1 и 2 также видны особенности в области 1.4 эВ, связанные с частичным поглощением света в подложке GaAs. Нужно отметить, что спектральная характеристика пленок Ge толщиной 0.2 мкм, выращенной методом МЛЭ (кривая 3, рис. 2), качественно совпадает со

спектральной характеристикой пленки Ge такой же толщины, выращенной методом термического испарения в вакууме [2].

5. Таким образом, наличие диффузионного барьера (тонкого слоя оксида) изменяет механизм релаксации внутренних механических напряжений в гетеросистеме Ge-GaAs от обычного классического дислокационного к релаксации с образованием мозаичной структуры и разориентации угла между пленкой и подложкой и соответственно к формированию пленок различного структурного совершенства. Состояние подложки определяет свойства пленок по толщине и по площади пластин, открывая возможность управления их свойствами при помощи технологических условий выращивания.

При молекулярно-лучевой эпитаксии в пленке Ge возникает градиент темнового удельного сопротивления, направленный вдоль границы раздела, который имеет противоположное направление по сравнению с аналогичным градиентом в подложке. Такой же градиент имеет место и при выращивании пленок Ge методом термического испарения в вакууме. Причина появления этих градиентов связана с технологией получения гетероструктуры, и их направление, естественно, различно на разных участках пластины, что указывает на общность процессов формирования тонких пленок, если температуры выращивания близки.

Выполнение работы частично финансировалось ГКНТ Украины по контрактам N 2.3-68-93 и 4.3-471-93.

#### Список литературы

- [1] Садофьев Ю.Г. // Письма в ЖТФ. 1993. Т. 19. В. 10. С. 5-9.
- [2] Шеховцов Л.В., Саченко А.В., Шеварц Ю.М. // ФТП. 1995. Т. 29. № 3. С. 566-574.
- [3] Vdovin V.I., Matveeva L.A., Semenova G.N. et al. // Phys. Stat. Sol. (a). 1985. V. 92. N 2. P. 379-390.
- [4] Тхорик Ю.А., Хазан Л.С. Пластическая деформация и дислокации несоответствия в гетероэпитаксиальных системах. Киев: Наук. думка, 1983. 304 с.
- [5] LeCouez F.K., Mooney P.M., Chu J.O. // Appl. Phys. Lett. 1992. V. 62. N 2. P. 140-142.

Поступило в Редакцию  
26 октября 1995 г.