

## ДЕФЕКТЫ И НАПРЯЖЕНИЯ В ПЛЕНКАХ ZnSe, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ЭЛЕМЕНТООРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ (МОСVD) НА ПОДЛОЖКАХ (100) GaAs

П.И. Кузнецов, В.П. Мартовицкий, А.Н. Печенов, С.Д. Скорбун, О.Н. Таленский

*Проведено исследование структурного совершенства и упругого состояния структуры ZnSe/GaAs. Пленки ZnSe, имеющие больший параметр решетки, чем у GaAs, находятся в растянутом состоянии. Установлены причины уширения дифракционных пиков пленки и подложки и предложено объяснение возникновения отрицательного радиуса кривизны структуры.*

При исследовании структур ZnSe/GaAs, полученных методом химического газофазного осаждения из элементоорганических соединений (МОСVD) в щелевом реакторе, установлено, что межплоскостное расстояние  $d(400)$ , перпендикулярное поверхности гетеропереходов, у пленки больше, чем у подложки, но меньше, чем у свободного ZnSe, структура вогнута со стороны пленки (отрицательная кривизна) и существует асимметричный наклон кристаллографических плоскостей пленки по отношению к подложке /1/. Однако надежные количественные данные не были получены из-за большой полуширины кривой качания пленки ( $> 180''$ ), малого размера закладываемых подложек, влияния краевых эффектов роста и неоднородности кристаллических и оптических свойств пленок в пределах одной структуры.

В данной работе детально исследованы дефектности и напряжения в структурах ZnSe/GaAs, выращенных при  $T = 500^\circ\text{C}$  в щелевом профилированном реакторе, обеспечивающем получение более однородных и совершенных структур.

Использовались стандартная методика записи кривых качания пленки и подложки /2,3/ и съемка рентгенограмм подложки, которые при наличии эпитаксиальной пленки дают информацию о сплошности адгезии пленки и подложки /4/. Для уменьшения погрешностей измерения, связанных с неоднородностями пленки и наличием непостоянства наклона плоскости пленки по отношению к подложке, использовался узкий пучок рентгеновских лучей (0,1×0,1 мм) и обеспечивалось точное соответствие исследуемых точек при переходе от рефлекса (400) к отражениям (511) и  $(5\bar{1}1)$  без переклейки образца.

На рис. 1 приведены разности угловых положений максимумов дифракционных пиков пленки и подложки для рефлексов (400), (511) и  $(5\bar{1}1)$  вдоль направления максимальной разориентировки подложки от плоскости (100) (порядка  $2 \div 3$  градуса) до и после поворота структуры на  $180^\circ$  вокруг оси роста. Величина  $\Delta\alpha = (\Delta\omega_0 - \Delta\omega_{180})/2$  на рефлексе (400) дает наклон кристаллографических плоскостей пленки по отношению к подложке, а полусумма тех же значений  $\Delta\Theta = (\Delta\omega_0 + \Delta\omega_{180})/2$  позволяет вычислить разницу в параметрах решеток перпендикулярно плоскости срастания  $\Delta a^\perp/a$  из закона Вульфа-Брэгга:  $\Delta a^\perp/a = \Delta d/d = -\Delta\Theta \operatorname{ctg}\Theta$ , где  $\Theta$  — величина брэгговского угла для рефлекса (400),  $a = 5,6537 \text{ \AA}$  — параметр решетки GaAs,  $\Delta a^\perp = a_{\text{ZnSe}}^\perp - a_{\text{GaAs}}^\perp$ . В исследуемых структурах толщина подложки (350 мкм) в  $35 \div 150$  раз превышала толщину пленки ( $2 \div 10$  мкм), поэтому напряжения на границе пленка — подложка приводят к упругому изгибу подложки с радиусом кривизны  $R$  и в пределах точности измерений  $a^\parallel = a^\perp = a/5$ . Разницу в параметрах решеток пленки и подложки в плоскости срастания  $\Delta a^\parallel/a$  можно определить по величине  $\Delta\varphi = (\Delta\omega_{511} - \Delta\omega_{5\bar{1}1})/2$ , используя соотношение /3/  $\Delta\varphi = \cos\varphi \sin\varphi (\Delta a^\perp/a - \Delta a^\parallel/a)$ , где  $\varphi$  — угол наклона плоскости (511) к границе раздела. Применение различных рефлексов для определения  $\Delta\varphi$  оправдано установленным нами отсутствием ромбоэдрического искажения ячейки в пределах точности измерений.

На пленках, выращенных в оптимальной зоне реактора, получены следующие значения:  $\Delta\Theta = 325''$ ;  $\Delta\varphi = 27''$ ;  $\Delta a^\perp/a = (2,43 \pm 0,06) \cdot 10^{-3}$ ;  $\Delta a^\parallel/a = (2,52 \pm 0,06) \cdot 10^{-3}$ . Релаксированное значение параметра решетки  $a_{\text{ZnSe}}^\perp = \Delta a_{\text{ZnSe}}^\perp + a$  можно вычислить из соотношения /6/:

$$\frac{\Delta a_{\text{ZnSe}}^{\text{r}}}{a} = \frac{1 - \nu}{1 + \nu} \frac{\Delta a^{\perp}}{a} - \frac{2\nu}{1 + \nu} \frac{\Delta a^{\parallel}}{a}$$

где  $\nu$  — коэффициент Пуассона, равный 0,375 [7]. Из полученных результатов следует, что хотя пленка ZnSe имеет больший параметр решетки ( $a_{\text{ZnSe}}^{\text{r}} = 5,6677 \text{ \AA}$ ), чем у GaAs, она находится в растянутом состоянии ( $\Delta a^{\perp}/a : \Delta a^{\parallel}/a = 0,97$ ). Отрицательная кривизна со стороны пленки ( $R = -10 \div 15 \text{ м}$ ) также свидетельствует о ее растяжении. То, что  $\Delta a^{\parallel}/a \neq 0$ , свидетельствует о наличии дислокаций несоответствия на границе раздела, линейная плотность  $\rho$  которых определяется соотношением [6]:  $\Delta a^{\parallel}/a = \rho b_1$ , где  $b_1$  — проекция вектора Бюргерса дислокаций на плоскость срастания (для  $60^\circ$  дислокаций, лежащих на границе (100), проекция равна половине длины вектора Бюргерса  $a \langle 110 \rangle$ ).

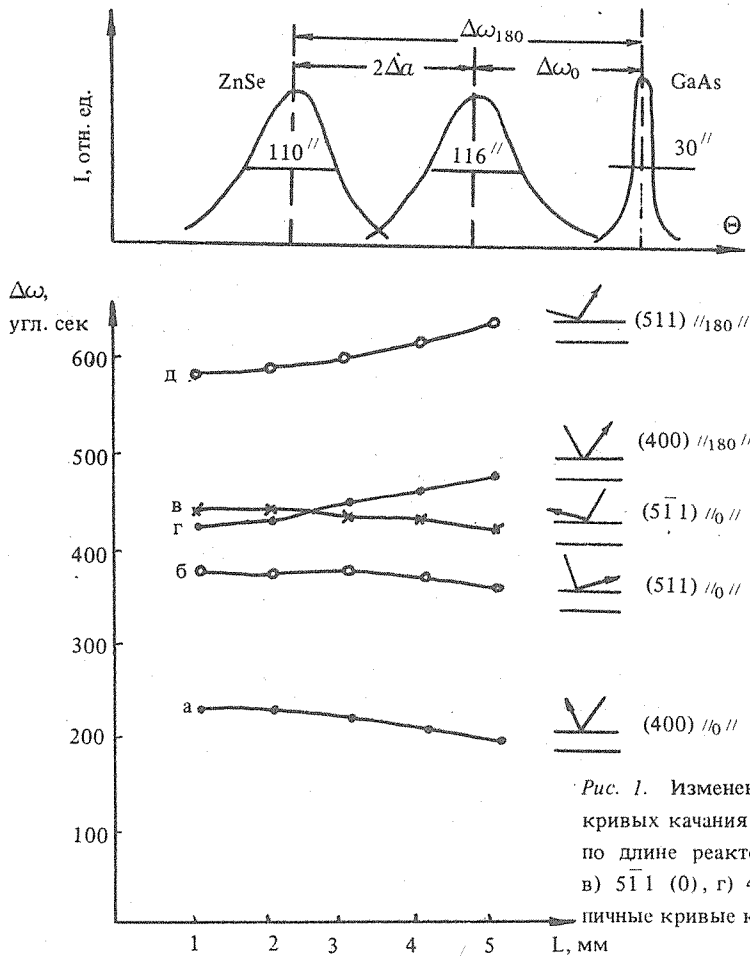


Рис. 1. Изменение углового расстояния между максимумами кривых качания пленки и подложки структуры ZnSe/(100)GaAs по длине реактора для рефлексов: а) 400 (0), б) 511 (0), в)  $5\bar{1}1$  (0), г) 400 (180), д) 511 (180). Вверху приведены типичные кривые качания структур.

Растяжение пленки, имеющей больший параметр решетки, чем у подложки, можно объяснить в рамках модели [6]. Количество дислокаций, необходимое для компенсации несоответствия при температуре роста ( $\sim 500^\circ\text{C}$ ), примерно вдвое превышает таковое при комнатной температуре из-за большего коэффициента температурного расширения ZnSe по сравнению с GaAs. Если более 60% несоответствия при ростовой температуре компенсируется дислокациями, то первоначально выпуклая со стороны пленки структура при охлаждении станет вогнутой, а пленка окажется при комнатной температуре в растянутом состоянии.

Приведенные соображения, основанные на модели [6], проверены расчетным путем. Получено качественное соответствие с наблюдаемыми результатами. Экспериментально установлены слабая зависимость радиуса кривизны структуры от толщины эпитаксиальной пленки, степени ее дефектности и величины наклона кристаллических плоскостей по отношению к подложке. В то же время, наблюдается корреляция

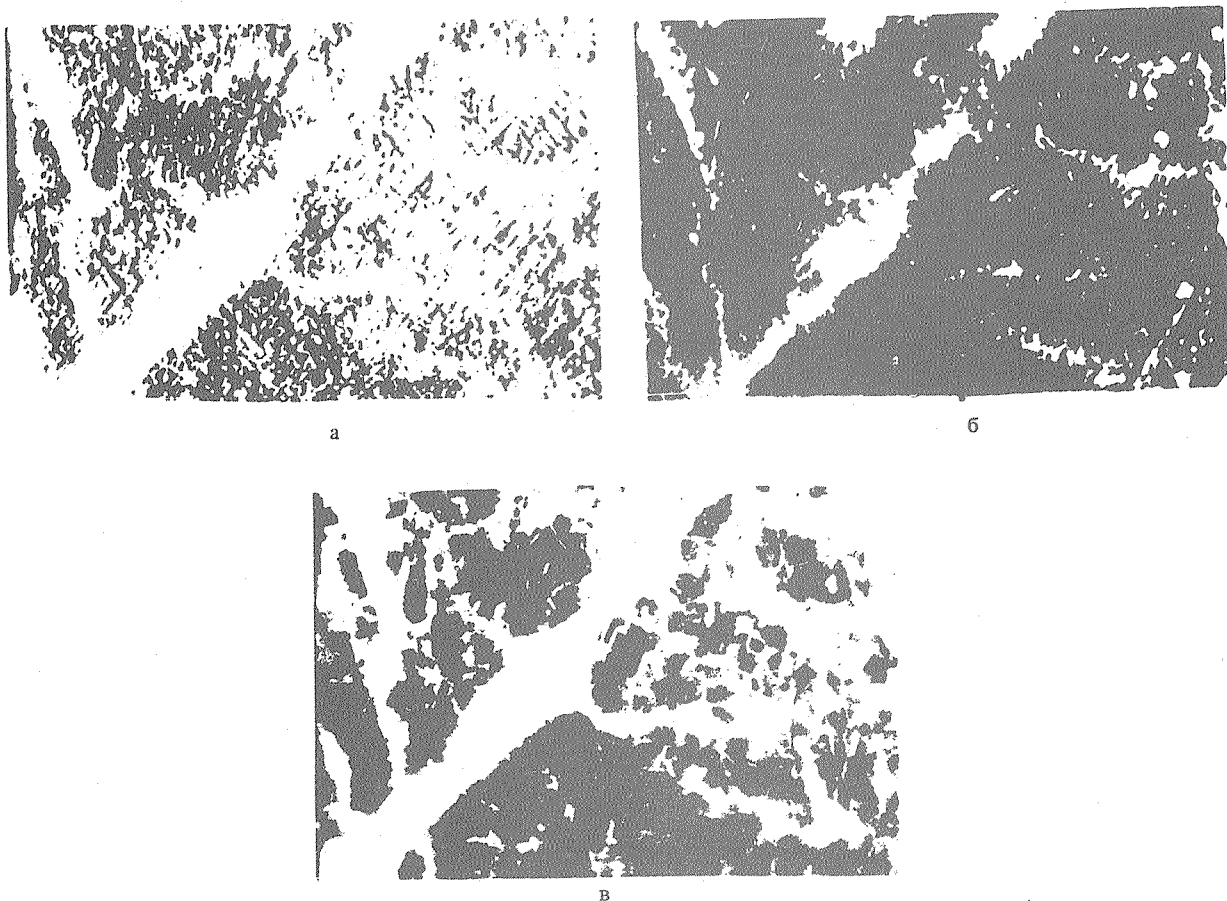


Рис. 2. Рентгенотопограммы подложки GaAs структуры ZnSe/(100)GaAs до стравливания (а); после стравливания 2,5 мкм (б); после полного удаления пленки (в). Масштаб 1:20.

между полушириной дифракционного пика пленки в более дефектных слоях ( $200'' \div 400''$ ) с уширением пика подложки ( $30'' \div 40''$ ). Причины такого поведения структур были выяснены путем записи кривых качания и съемки рентгеновских топограмм от подложки в процессе последовательного селективного стравливания пленки.

На рис. 2 приведены топограммы подложки GaAs до травления (а), после удаления половины (б) и всего эпитаксиального слоя (в). Сетка линий вдоль направлений  $\langle 100 \rangle$  становится менее заметной на рис. 2б и полностью исчезает после удаления всего слоя. По мере стравливания пленки структура распрямляется, а пик подложки сужается до ширины  $10'' \div 12''$ , равной начальной ширине пика до выращивания эпитаксиального слоя. Сетка линий, наблюдаемая на топограммах, свидетельствует о нарушении сплошности адгезии пленки и подложки и является, по-видимому, следствием разбиения пленки на блоки из-за растрескивания. Это приводит к уширению кривой качания пленки и локальным упругим искажениям подложки, исчезающим после стравливания пленки.

Результаты настоящей работы вместе с данными /1/ позволяют дать принципиальную картину возникновения напряжений и дефектов в структуре ZnSe/(100)GaAs, полученной из элементоорганических соединений. При температуре выращивания пленка нарастает последовательными слоями в направлении максимальной разориентации подложки, поскольку скорость роста регенерационных поверхностей больше, чем сингулярных /8/. Дислокации между слоями вводятся, вероятно, по механизму Тиллера /9/, что объясняет асимметрию наклона пленки по отношению к подложке. Часть несоответствия параметров решеток

компенсируется упругим изгибом структуры. В процессе охлаждения до комнатной температуры из-за большего коэффициента температурного расширения ZnSe по сравнению с GaAs и наличия дислокаций на границе раздела происходит изменение знака кривизны структуры и растрескивание пленки, степень которого зависит от толщины пленки, скорости охлаждения и других причин.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Кузнецов П.И. и др. VI Всесоюзная конференция по росту кристаллов. Тезисы докладов, т. 3, г. Цахкадзор, 1985, с. 204.
2. Ishida K. et al. Phys. Stat. Sol. (a), 31, 255 (1975).
3. Bartels W. I., Nijmen W. J. Cryst. Growth, 44, 518 (1978).
4. Schwutke G. H. X-Ray Topography, In: Epitaxial Growth, Part A, ed. Matthews Z. W., Acad. Press, New York, 1975, p. 281.
5. Олсен Г. Х., Эггенберг М. В кн. Рост кристаллов. Теория роста и методы выращивания кристаллов, вып. 2, М., Мир, 1981, с. 9.
6. Chu S. N. et al. J. Appl. Phys., 57, (2), 249 (1985).
7. Акустические кристаллы, справочник, М., Наука, 1982.
8. Асхабов А. М. Регенерация кристаллов. Л., Наука, 1979, с. 176.
9. Tiller W. A., J. Appl. Phys., 29, № 4, 611 (1958).

Поступила в редакцию 18 июня 1986 г.  
После переработки 25 ноября 1986 г.