

06.2; 06.3; 12

© 1992

## ИЗМЕНЕНИЕ СПЕКТРОВ ФОТОЛУМИНЕСЦЕНЦИИ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ $InP$ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

В.П. К л а д ь к о, Т.Г. К р ы ш т а б,  
Г.Н. С е м е н о в а, А.Г. С е н ч и л о

В ряду полупроводниковых соединений типа  $A^3B^5$  широко используемых в оптоэлектронике,  $InP$  и его твердые растворы обладают специфическими механическими свойствами: пороговая плотность тока для рекомбинационно-стимулированного скольжения дислокаций в монокристаллах  $InP$  на два порядка превышает его значение для  $GaAs$  [1]; гетеролазеры на основе твердых растворов  $InGaAsP$  также являются более „деградационно стабильными“ по сравнению с изготовленными на основе  $AlGaAs$  [1]. В последнее время в монокристаллах и эпитаксиальных слоях (ЭС)  $GaAs$  было обнаружено и изучено [2–4] зарождение и миграция собственных точечных дефектов на макрорасстояния от области механического воздействия (эффект дальнего действия) при температуре  $T \approx 300$  К. Выяснению возможности обнаружения и изучения эффекта дальнего действия в ЭС  $InP$  посвящена настоящая работа.

Изучалось влияние механического утонения подложки на спектры низкотемпературной фотолюминесценции (ФЛ) [4] (4.2–80 К) ЭС  $InP$ , весьма чувствительные к изменению дефектной структуры. Структурное совершенство всей системы ЭС–подложка изучалось с помощью рентгено-дифракционных методов и металлографии. Со стороны ЭС проводились съемки рентгеновских топограмм с использованием двухкристального спектрометра в параллельной геометрии ( $n$ ;  $-m$ ), в асимметричных (333) и симметричных (400) отражениях на  $CuK\alpha$ -излучении. Для качественной оценки дефектности приповерхностной области глубиной  $\sim 30$  мкм, т.е. включающей ЭС и приповерхностную область пленка–подложка, измерялась интегральная отражательная способность ( $R_i^{\mathcal{P}}$ ).

Параметры атоэпитаксиальных слоев (100)  $InP$ , полученных методом жидкофазной эпитаксии, приведены в таблице. Плотность ямок травления [5] в ЭС составляла  $\lesssim 2 \cdot 10^4$  см $^{-2}$ . Рентгеновские топограммы исходных ЭС показали наличие в переходной области пленка–подложка несплошной сетки дислокаций несоответствия в границе раздела. Измеренные на этих же образцах значения  $R_i^{\mathcal{P}}$  превышали теоретически рассчитанную величину для идеального кристалла и отражения 400 ( $R_i^T = 2.69 \cdot 10^{-5}$ ) почти в два

Исходные параметры эпитаксиальных слоев

№ образца	Толщина пленки, мкм	Толщина подложки, мкм	Легирующая смесь	Тип проводимости	Плотность дислокаций в ЭС*, см <sup>-2</sup>	Метод получения
1	5.8	353	S	n	$\lesssim 2 \cdot 10^4$	Чохральского
2	2.7	350	S	n	$\lesssim 2 \cdot 10^4$	Чохральского
3	3.5	300	Sn	n	$< 1 \cdot 10^4$	Чохральского
4	2.3	260	Fe	i	-	Газофазный

\*. Использовался травитель HF : HBr = 5 : 1.

раза ( $R_i^g \approx 5 \cdot 10^{-5}$ ), практически приближаясь к значению  $R_i$  для мозаичного кристалла, что свидетельствовало о большой доле нарушений в исследуемом объеме, соответствующей эффективной плотности дислокаций  $\bar{N}_D \approx 10^6$  см<sup>-2</sup>. Это связано с влиянием подложки *Jn P*, имеющей более высокую плотность дислокаций, чем ЭС, а также с существенным влиянием сетки дислокаций несоответствия в границе раздела.

Далее производилась шлифовка подложки свободным абразивом М 10 от исходной толщины  $\geq 300$  мкм до толщины  $\lesssim 100$  мкм.

В спектрах ФЛ исходных образцов при 80 К наблюдалось три полосы различной интенсивности (см. рис. 1, кривая 1); доминирующая по интенсивности краевая полоса  $I_A$  с энергией максимума излучения  $h\nu_A = 1.409$  эВ и полушириной  $W \sim 13$  мэВ (А - полоса [6]) и более слабые полосы:  $I_B$  с  $h\nu_B = 1.38$  эВ (В - полоса [6]) и  $I_D$  с  $h\nu_D = 1.17$  эВ (D - полоса [6]). На образцах, легированных Fe, наблюдалась также слабая полоса с энергией максимума излучения  $h\nu_0 = 1.32-1.33$  эВ (фононное повторение полосы  $I_B$ ).

Полоса  $I_B$ , по мнению авторов [6-9], связана с излучательной рекомбинацией свободных электронов с дырками, локализованными на нейтральном акцепторе, образованном, по-видимому, комплексами Zn (энергия активации акцептора  $[Zn_{Jn}]^-$  в *Jn P*  $\Delta E = 30-50$  мэВ [6]), а  $I_D$  - со структурными дефектами [6].

Непосредственно после шлифовки обратной стороны происходило уменьшение интенсивности полос  $I_A$  и  $I_B$ , при этом  $I_B/I_A$  также уменьшалось (см. рис. 1 и 2, кривые 2). Интенсивность

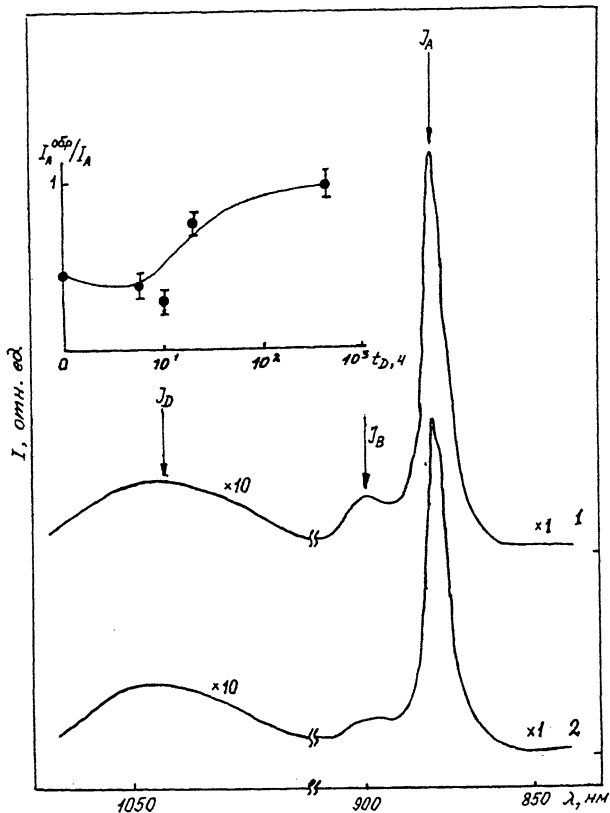


Рис. 1. Спектры люминесценции ЭС  $ZnO$  исходного образца (1) и непосредственно после шлифовки (2). На вставке приведена зависимость отношения интегральной интенсивности краевой полосы до ( $I_A$ ) и после обработки ( $I_A^{обр}$ ), от времени хранения образца.  $T=80$  К,  $\lambda=4880$  Å,  $P_B=5$  Вт/см<sup>2</sup>.

краевой полосы существенно уменьшалась, интенсивность полосы  $I_B$  уменьшалась вплоть до полного ее исчезновения, интенсивность полосы  $I_D$  практически не изменялась (уменьшалась на  $\leq 5\%$ ).

При хранении образцов при комнатной температуре в течение времени  $t_D$  происходило частичное восстановление интенсивности полосы  $I_A$  (рис. 1, вставка), полоса  $I_B$  не восстанавливалась. Уменьшение интенсивности краевой люминесценции ( $I_A$ ) после обработки можно связать с увеличением концентрации центров безызлучательной рекомбинации (например,  $V_{Ga}$ ) и оттоком неравновесных носителей на безызлучательные каналы.

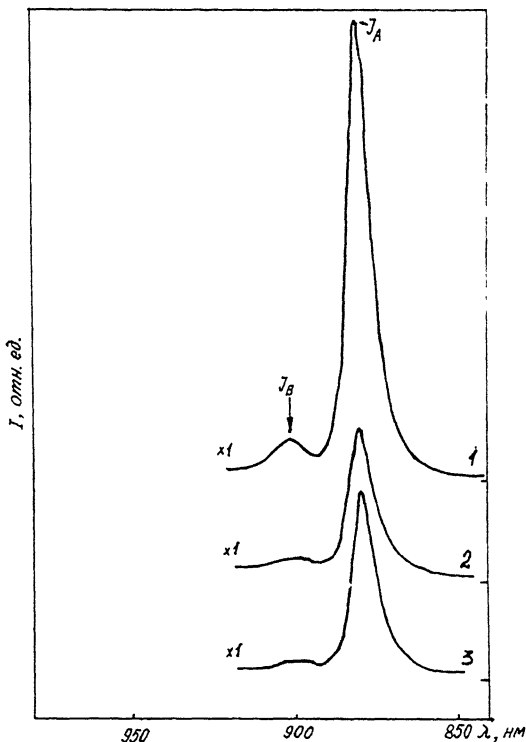


Рис. 2. Спектры люминесценции ЭС  $ZnO$  (1) после шлифовки (2) и после ультразвуковой обработки (3).  $T=80$  К.

Расчет распределения деформационных полей  $\epsilon(Z)$  ( $Z$  - координата, перпендикулярная гетерогранице) в ЭС  $ZnO$  при утонении подложки от толщины 350 до 100 мкм с учетом упругопластического состояния всей системы пленка-подложка, выполненной аналогично [9], показал увеличение статической упругой деформации в пленках не более, чем на 15%. Несмотря на относительно малое изменение статической упругой деформации  $\epsilon(Z)$  в пленках  $ZnO$  после шлифовки, ее дефектная структура существенно изменяется (эффект дальнего действия), что проявляется в трансформации спектров низкотемпературной ФЛ (см. рис. 1 и 2). Трудно объяснить дефектообразование в пленках  $ZnO$  диффузией собственных точечных дефектов из мощного источника, каким является нарушенный механической обработкой слой, т.к. при этом надо воспользоваться коэффициентами диффузии, на несколько порядков превышающими известные значения с учетом, что обработка проводилась при комнатной температуре. Для объяснения дефектообразова-

ния в пленках можно привлечь влияние знакопеременных упругих волн, возникающих в зоне действия абразива [10], проникающих на всю глубину структуры и в сочетании с изменением перераспределением статических деформационных полей, способствующих образованию френкелевских пар [11]. С целью проверки последнего предположения образцы до и после шлифовки были подвергнуты ультразвуковой обработке (УЗО) [4] в течение часа с амплитудой деформации  $\tilde{\alpha}_{уз} \sim 10^{-5}$ . Такая обработка не привела к дополнительному дефектообразованию в пленках, о чем свидетельствует частичное восстановление спектров ФЛ (см. рис. 2, кривая 3). Из этого следует, что данная УЗО (частота  $\sim 150$  кГц,  $\tilde{\alpha}_{уз} \sim 10^{-5}$ ,  $t \sim 1$  час) не эквивалентна шлифованию, т.е. что осциллирующие упругие волны, возникающие при шлифовке, имеют гораздо большую амплитуду и мощность  $\tilde{\alpha}_{уз} \gg 10^{-5}$ .

Частичное восстановление интенсивности краевой полосы люминесценции при хранении, сопровождающееся уменьшением величины упругих деформаций, может быть связано с медленными диффузионными процессами оттока собственных точечных дефектов на стоки, например, на границу раздела.

Хотя ЭС  $InP$  имели исходно невысокую плотность дислокаций  $\bar{N}_D \lesssim 10^4$  см<sup>2</sup>, характер поведения их спектров ФЛ соответствовал изменениям, наблюдаемым при шлифовке обратной стороны пластин  $GaAs$  с  $\bar{N}_D \sim 10^6$  см<sup>-2</sup> [4] (уменьшение интенсивности краевой полосы люминесценции), в то время как при шлифовке обратной стороны пластин с  $\bar{N}_D < 10^2$  см<sup>-2</sup> наблюдалось увеличение интенсивности краевой полосы люминесценции. Это, по-видимому, свидетельствует о существенном влиянии дефектной структуры подложки  $InP$  и дислокаций несоответствия в границе раздела на эффект дальнего действия в исследуемых объектах. Развал полосы  $I_B$  можно объяснить распадом примесных комплексов по аналогии с экспериментальными результатами Галла для пластически деформированных слоев  $InP$  [13].

При одинаковом уровне возбуждения относительные изменения интенсивности краевой люминесценции в ЭС  $GaAs$  значительно превосходили соответствующие изменения в ЭС  $InP$ .

Возможность изменения дефектной морфологии эпитаксиальных структур при неравновесном воздействии с обратной стороны подложки (эффект дальнего действия), которое часто сопутствует изготовлению приборов и не сопровождается существенным нагревом пленок ( $T \approx 300$  К), является, очевидно, общим свойством соединений  $A^3B^5$ .

#### С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Шрайбер Й., Лейпнер Г.С. // Квантовая электроника. 1988. Т. 15. В. 11. С. 2304-2308.

- [2] Пенина М.А., Назарова Л.Б., Мелёв В.Г. // Поверхность. 1988. В. 8. С. 142-144.
- [3] Боброва Е.А., Вавилов В.С., Галкин Г.Н., Чукичев М.В., Беркис П., Куркутас К., Эфимиу П., Соколов С.Ю., Куземченко Т.А., Хаврошин Д.Л. Тез. докл. XII Всес. конф. по физике полупроводников. 1990. Т. 1. С. 75-76.
- [4] Кладько В.П., Крыштаб Т.Г., Клейнфельд Ю.С., Семенова Г.Н., Хазан Л.С. // ФТП. 1992. Т. 26. В. 2. С. 368-372.
- [5] Knauer A., Zelmer U., Sprenger R. // *Ctyst. Res. Technol.* 1989. V. 24. N 12. P. 1245-1252.
- [6] Гавриленко В.И., Грехов А.М., Корбутяк Д.В., Литовченко В.Г. Оптические свойства полупроводников. Справочник. Киев: Наукова думка, 1987. 608 с.
- [7] Баранкова Н. // *Phys. Stat. Sol. (a)*. 1982. V. 71. N 1. P. K153-156.
- [8] Gall P., Kallel A., Zaurer N., Peyrade J.P., Brousseau B., Mazzaschi J. // *Phys. Stat. Sol. (a)*. 1986. V. 97. N 1. P. K25-27.
- [9] Zeite R.C.C. // *Phys. Rev.* 1967. V. 157. N 3. P. 772-776.
- [10] Кладько В.П., Крыштаб Т.Г., Семенова Г.Н., Хазан Л.С. // ФТТ. 1991. Т. 33. В. 11. С. 3192-3198.
- [11] Кив А.Е., Соловьев В.Н. // ФТТ. 1980. Т. 22. В. 9. С. 2575
- [12] Павлов П.В., Семин Ю.А., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // ФТП. 1986. Т. 20. В. 3. С. 503-507.
- [13] Zozime A., Schröter W. // *Philosophical Mag.* 1989. V. 60. N 4. P. 565-573.

Институт  
полупроводников  
АН Украины,  
Киев

Поступило в Редакцию  
15 июня 1992 г.