

ВЛИЯНИЕ УТОНЫШЕНИЯ ПОДЛОЖКИ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ (ЭФФЕКТ ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ)

Кладько В. П., Крыштаб Т. Г., Клейнфельд Ю. С.,
Семенова Г. Н., Хазан Л. С.]

Исследовалось влияние различных механических способов утоньшения подложки на структурное совершенство и спектры низкотемпературной фотолюминесценции эпитаксиальных слоев n -GaAs(S). Показано, что в результате утоньшения методом шлифовки происходят гашение экситонной полосы 1.515 эВ и возгорание полосы 1.409 эВ, связанной с рекомбинацией на комплексах дефектов, в том числе и дислокационной природы.

Предлагается дислокационная модель «эффекта дальнего действия».

Эпитаксиальные структуры арсенида галлия с общей толщиной субмикронного слоя и подложки менее 100 мкм используются для изготовления СВЧ транзисторов и интегральных схем. Это обусловлено необходимостью уменьшения теплового сопротивления, увеличения отдаваемой мощности, коэффициента полезного действия и т. д. Кроме того, использование «тонких» подложек сокращает длину термокомпрессионных соединений, т. е. уменьшает паразитные индуктивности выводов, что позволяет увеличить рабочие частоты и широкополосные свойства транзисторов. Первоначально приборы формируются на более толстых подложках (~ 400 — 600 мкм) с последующим утоньшением до требуемой толщины [1].

Для утоньшения используются различные методы: механическая шлифовка, механическая полировка, химическое травление и их сочетание. Обычно неявно предполагается, что в процессе утоньшения не происходит перераспределения деформационных полей и существенного дефектообразования, или что это не приводит к изменению электрофизических параметров рабочих эпитаксиальных слоев GaAs, формирующих эксплуатационные характеристики приборов. Исследованию влияния утоньшения подложки на оптические свойства эпитаксиальных слоев GaAs и посвящена настоящая работа.

В работе изучалось влияние различных способов утоньшения подложки на деформации и дефектообразование в субмикронных слоях GaAs, при этом исследовались спектры низкотемпературной ближней фотолюминесценции (ФЛ), весьма чувствительные к состоянию кристаллической структуры.

Эпитаксиальные двухслойные пленки GaAs, легированные серой, были получены на подложках полуизолирующего GaAs (100) хлоридным методом в системе Ga—AsCl₃—H₂ по технологии, аналогичной описанной в [2]. Параметры структур приведены в таблице.

Исследовалось три способа утоньшения подложки от исходной толщины $h_0 \sim 300$ мкм до требуемой h_x : I — шлифование подложки связанным абразивом АСМ 40/28 до толщины ~ 150 мкм; II — шлифование подложки свободным абразивом М-10 до толщины ~ 250 мкм; III — шлифование связанным алмазом до толщины 200 мкм с последующей полировкой на пасте АСМ 3/2 до толщины ≤ 150 мкм.

№ образца	Марка подложки	Толщина исходной структуры h_0 , мкм	Эпитаксиальный слой (ЭС)					
			тип ЭС	толщина слоев		концентрация свободных носителей		
				$d_{n^+n^+}$, мкм	d_{pn} , мкм	n^+ , см $^{-3}$	n , см $^{-3}$	n^- , см $^{-3}$
1	АГЧО	~300	n^+n^+n	1.2	—	$2 \cdot 10^{18}$	$4 \cdot 10^{16}$	—
2	АГЧП	~300	$n n n^-$	—	0.52	—	$1.1 \cdot 10^{17}$	$< 10^{14}$
3	АГЧП	298	$n n n^-$	—	0.52	—	$1.1 \cdot 10^{17}$	$< 10^{14}$
4	АГЧП	~300	$n n n^-$	—	0.54	—	$1.1 \cdot 10^{17}$	$< 10^{14}$

Спектры низкотемпературной фотолюминесценции ($T=4-10$ К) возбуждались линией $\text{Ar}^+ 514.5$ нм лазера ЛГН-503 или линией 632.8 нм He—Ne-лазера. Интенсивность возбуждающего света изменялась от 10^{15} до 10^{20} фотонов/см $^2 \cdot$ с $^{-1}$. Регистрация производилась в спектральном интервале 0.8—1.2 мкм на комплексе КСВУ-23 с использованием ФЭУ-62. Точность измерений составляла ~ 0.002 эВ. Измерения повторялись при хранении образцов в течение года при комнатной температуре с интервалом 2—3 месяца.

Контроль структурного совершенства эпитаксиальных структур осуществлялся рентгенодифракционными методами. При этом использовалась рентгеновская топография в геометрии на отражение как со стороны пленки, так и со стороны обработки, а также рентгенодифрактометрические методы для измерения макроизгиба системы и глубины нарушенного слоя, возникающего в результате утоньшения подложек [3].

На рис. 1 представлены спектры низкотемпературной ФЛ для исходных эпитаксиальных слоев GaAs (кривая 1) и после утоньшения подложки от толщины $h_0 \approx 300$ до $h_c = 150$ мкм различными способами. Спектр в ближней области выявляет пять полос различной интенсивности I . Наиболее интенсивная полоса I_1 с энергией $E_1 = 1.515$ эВ обусловлена излучательной аннигиляцией связанных экситонов [4]. Исследования фотолюминесценции исходных образцов со снятой пленкой, а также со стороны подложки показали почти полное отсутствие пика I_1 . Это указывает на то, что структурное совершенство пленок значительно превосходит структурное совершенство подложек. Рентгеновские исследования [3] показали развитую ячеистую структуру подложки со средней плотностью дислокаций $\bar{N}_D \sim 10^5$ см $^{-2}$ и с плотностью в границах ячеек $N_D > > 10^7$ см $^{-2}$ (средние размеры ячеек $\sim 0.2-0.6$ мкм) и отсутствие дислокаций несоответствия в границе раздела. Поскольку измеренные значения несоответствия решеток пленка—подложка f оказались $\leq 1 \cdot 10^{-3}$, толщина пленки на исследованных структурах ~ 1 мкм является слабо докритической для введения дислокаций несоответствия. Поэтому пленка находится в псевдоморфном состоянии с практически однородной упругой деформацией $\epsilon = -f$ с отсутствием дислокаций несоответствия, что обеспечивает ее высокое структурное совершенство.

Шлифовка обратной стороны приводила к резкому гашению экситонного пика (кривая 2) при практической неизменности состояния соседнего пика I_2 с энергией $E_2 = 1.493$ эВ, обусловленного переходами на акцепторное состояние (C_{As}) [5]. Слабая полоса I_3^0 с $E = 1.457$ эВ является фоновым повторением полосы 1.493 эВ ($\hbar\omega_{L0} = 0.036$ эВ). Эта неизменность интенсивности полосы I_2 подчеркивает отсутствие значительных изменений в системе акцепторов (остаточных примесей) при шлифовке. Углерод является остаточной примесью, вводимой в кристалл при выращивании. Пика ФЛ, соответствующего остаточной примеси кремния с $E \sim 1.487$ эВ (акцептор Si_{As}), не наблюдалось. Основная легирующая примесь S_{Ga} является очень мелким донором и не разрешалась в спектрах ФЛ.

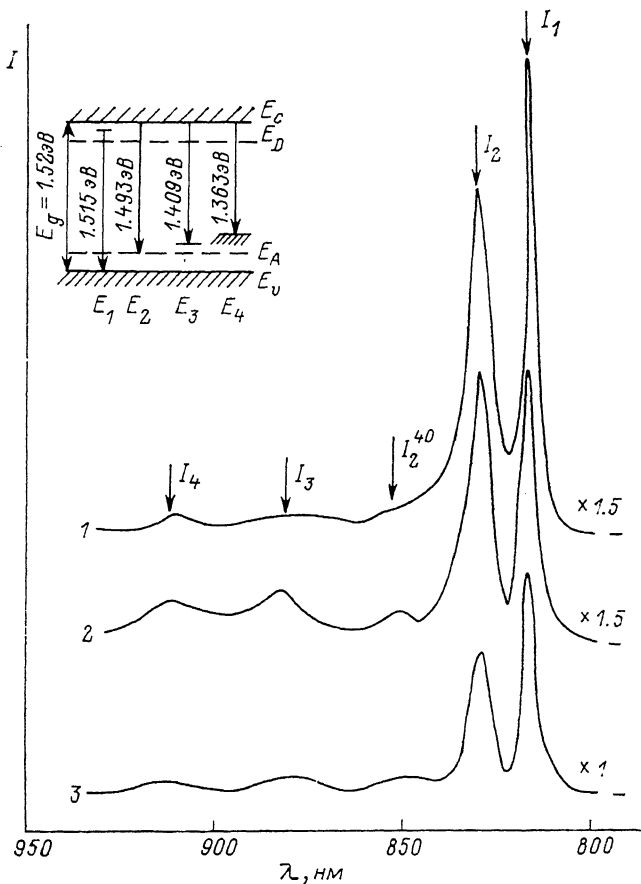


Рис. 1. Спектральная зависимость ФЛ исходного образца 3 после шлифовки по I и III способам (1—3 соответственно).

На вставке — энергетическая схема переходов. $T=6$ К.

Рентгеновские исследования [3] показали, что в шлифованных с обратной стороны структурах происходит изменение изгиба всей системы (R^{-1}). Ранее практически сферический изгиб становится несферическим. При этом изменяется не только средняя кривизна системы, которая меняет знак, но она оказывается сильно модулированной — осциллирует с шагом несколько сотен нанометров. Это свидетельствует о том, что деформации в пленке латерально неоднородны, несмотря на пространственную удаленность нарушенного шлифовкой слоя.

Расчет перераспределения деформационных полей в пленках при утоньшении подложки, выполненный в [3], показал незначительное увеличение напряжений в пленках (3–10 % от исходной величины при уменьшении толщины подложки в 2 раза в зависимости от используемой модели нарушенного слоя). Несмотря на общее небольшое изменение упругой деформации в пленке, из-за наличия собственной деформации нарушенного слоя происходит существенное изменение деформационных полей вблизи нерабочей поверхности и возможно образование дислокаций несоответствия в границе раздела. В случае, когда толщина пленки в исходной структуре близка к критическому значению $d_{кр} = b/f$ (b — модуль вектора Бюргера характерных дислокаций, f — несоответствие слоя пленка—подложка), для введения дислокаций несоответствия собственная деформация, вводимая при шлифовке, может приводить к потере

устойчивости псевдоморфного состояния. В результате этого дислокации могут вводиться в границу раздела пленка—подложка, играя роль дислокаций несоответствия.

Зарождение этих дислокаций удалось наблюдать с помощью рентгеновской топографии в геометрии Брэгга (на отражение со стороны пленки) при использовании $\text{CuK}\alpha_1$ -излучения и отражения типа 531. Воспользовавшись этим фактом, можно связать возникновение в шлифованных образцах пика люминесценции I_3 ($E_3=1.409$ эВ) с изменением дефектной структуры пленки (в том числе и дислокационной). Исследования ФЛ при различных температурах (4.2, 77, 100, 300 K) указывают на акцепторный характер связанных с этой полосой состояний.

Полировка образцов с нерабочей стороны снимает часть нарушенного слоя (по данным рентгеновских измерений его толщина оказывается меньше 5 мкм с плотностью дислокаций $\sim 10^7-10^8$ см $^{-2}$). Результирующее уменьшение собственной деформации делает толщину ЭС снова докритической с возможным преобразованием дислокационной структуры, сопровождающейся уменьшением интенсивности пика с $E_3=1.409$ эВ и некоторым повышением пика экситонной люминесценции (кривая 3).

Имеются литературные данные (см., например, [5]), в которых полосу с $I_3=1.409$ эВ связывают с комплексом: акцепторная примесь в подрешетке мышьяка — вакансия галлия ($V_{\text{Ga}}\Pi_{\text{As}}$) либо с комплексом дефектов $V_{\text{Ga}}V_{\text{As}}$ [5]. Окончательное выяснение природы полосы I_3 требует дальнейших исследований.

Наиболее длинноволновый пик с $E_4=1.36$ эВ и фоновым повторением I_4^L с $E=1.327$ эВ связан с дефектами подложки и его интенсивность практически не изменялась при всех обработках. В работе [6] полосу I_4 связывают с температурно перестроенной конфигурацией дефектов, связанных с вакансиями

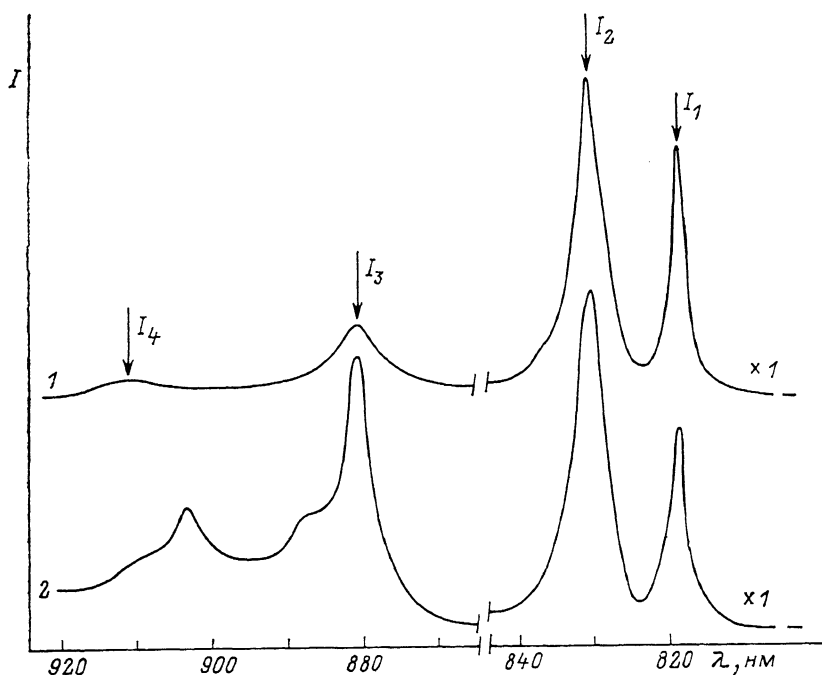


Рис. 2. Фотолюминесценция исходного образца 4 после хранения в течение 1 месяца (1) после шлифовки его по II способу (2) ($T=6$ K).

мышьяка, либо с дефектным комплексом, содержащим V_{Ga} (уровень V_{Ga} лежит выше дна валентной зоны на 0.18 эВ). Не исключается и присутствие Cu в комплексах типа $V_{Ga}Cu_{Ga}V_{Ga}$, $S_{As}Cu_{Ga}V_{As}$ или акцептора Cu_{Ga} как основной загрязняющей примеси в GaAs [7].

Таким образом, проведенные исследования позволяют сделать вывод о том, что создание нарушенного слоя с обратной стороны подложки шлифовкой может сильно влиять на структурное совершенство эпитаксиальной пленки, заключающееся как в перераспределении системы точечных дефектов, так и в возникновении дислокационной структуры в виде дислокаций несоответствия. Электронные состояния, отвечающие этим дефектам (возможно, дислокациям несоответствия) в исследованных пленках n -типа проводимости носят акцепторный характер и обуславливают пик люминесценции с максимумом при $E=1.409$ эВ. Соответственно деформационный и электростатический потенциалы этих дислокаций, деформируя форму разрешенных зон, стимулируют разрушение экситонных состояний.

Измерения люминесценции в процессе хранения показывают некоторое перераспределение интенсивности между пиками (рис. 2). Это свидетельствует о том, что релаксация при шлифовке является неполной. Действительно, поскольку в арсениде галлия барьер Пайерлса весьма значителен (~ 1 эВ), движение дислокаций на границе раздела происходит вследствие высокой концентрации напряжений в нарушенном слое. Поскольку по мере введения дислокаций несоответствия напряжения уменьшаются, движение следующих дислокаций сильно затормаживается и релаксация останавливается, не достигнув равновесного состояния. При хранении такой частично релаксированной системы в ней происходит диффузионный дрейф дислокаций и точечных дефектов в поле недорелаксированных напряжений, что и объясняет эволюцию пиков.

Эти обстоятельства необходимо учитывать при исследовании процессов деградации приборов.

Список литературы

- [1] O'Connor J. M., Dvorsky, Hier H. S., Rief W. P. // J. Electrochem. Soc. 1988. V. 135. N 1. P. 190—193.
- [2] Knight J. R., Effer D., Evans P. R. // Sol. St. Electron. 1965. V. 8. P. 178—180.
- [3] Кладько В. П., Крыштаб Т. Г., Семенова Г. Н., Хазан Л. С. // ФТТ. 1991. Т. 33. В. 11. С. 3192—3198.
- [4] Leitch A. W. R., Ehlers H. L. // Infr. Phys. 1988. V. 28. N 6. P. 433—440.
- [5] Lum W. Y., Wider H. H. // J. Appl. Phys. 1978. V. 49. N 12. P. 6187—6188.
- [6] Swaminathan V., Caruso R., Pearton S. J. // J. Appl. Phys. 1988. V. 63. N 6. P. 2164—2167.
- [7] Оборина Е. И., Мелев В. Г., Пороховниченко Л. П., Рамазанов П. Е. // Изв. АН СССР, Неорг. матер. 1986. Т. 22. В. 1. С. 5—8.

Институт полупроводников
АН Украины
Киев

Получена 17.09.1991
Принята к печати 1.10.1991