

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

Шарибаев М.

Атаханова Л.Ф.

Кудайназаров А.

Сабуров Н.Н.

Каракалпакского государственного университета имени Бердаха (Узбекистан, г. Нукус).

<https://doi.org/10.5281/zenodo.14071812>

**Аннотация.** В работе исследовались фотолюминесцентные свойства эпитаксиальной пленки арсенида галлия GaAs после уменьшения (механическое шлифование, механическое полирование, химическое травление) толщины с разными методами. Определено возможность многофононной релаксации горячих электронов, образующихся при оптическом возбуждении путем обмена энергии этих электронов с барьерным слоем и с испусканием LO-фононов (каскадный механизм) в гетеросистеме с квантово-размерными слоями на основе ZnTe/GaAs.

**Ключевые слова:** фотолюминесценция, эпитаксиальная пленка, деформация, интенсивность, механическое напряжение.

## DETERMINATION OF OPTICAL PROPERTIES OF GALLIUM ARSENIDE EPITAXIAL FILMS

**Abstract.** In this work, the photoluminescent properties of gallium arsenide epitaxial film GaAs after thickness reduction (mechanical grinding, mechanical polishing, chemical etching) with different methods were investigated. The possibility of multiphonon relaxation of hot electrons formed during optical excitation by energy exchange of these electrons with the barrier layer and with the emission of LO phonons (cascade mechanism) in a heterosystem with quantum-sized layers based on ZnTe/GaAs was determined.

**Keywords:** photoluminescence, epitaxial film, deformation, intensity, mechanical stress.

### Введение

Эпитаксиальные пленки арсенида галлия с общей толщиной субмикронной пленки и ее подложки менее 100 мкм используются при изготовлении СВЧ-транзисторов и интегральных схем. С уменьшением толщины в эпитаксиальных пленках уменьшается термическое сопротивление, увеличивается рассеиваемую мощность, повысить КПД и т. д.

Кроме того, «тонкие» подложки уменьшают длину соединений, уменьшают паразитную индуктивность выводов, что должно способствовать достижению более высоких рабочих частот и большей рабочей полосы транзисторов. Применяются различные методы утонения: механическое шлифование, механическое полирование, химическое травление или их сочетание. Обычно неявно полагают, что процесс утонения не приводит к перераспределению полей деформации и не создает значительного количества дефектов или, если это происходит, то не происходит существенного изменения электрофизических параметров рабочего эпитаксиального GaAs. пленки, определяющие рабочие характеристики устройств. В настоящей работе исследовано влияние утонения подложки на оптические свойства эпитаксиальных пленок GaAs.

Влияние различных методов утонения подложки на возникновение напряжений и образование дефектов в субмикронных пленках GaAs исследовано путем определения спектров низкотемпературной краевой фотолюминесценции, как известно, очень чувствительной к состоянию кристаллической структуры. Применяются различные методы утонения: механическое шлифование, механическое полирование, химическое травление или их сочетание. Обычно неявно полагают, что процесс утонения не приводит к перераспределению полей деформации и не создает значительного количества дефектов или, если это происходит, то не происходит существенного изменения электрофизических параметров рабочего эпитаксиального GaAs. пленки, определяющие рабочие характеристики устройств. В настоящей работе исследовано влияние утонения подложки на оптические свойства эпитаксиальных пленок GaAs. Влияние различных методов утонения подложки на возникновение напряжений и образование дефектов в субмикронных пленках GaAs исследовано путем определения спектров низкотемпературной краевой фотолюминесценции, как известно, очень чувствительной к состоянию кристаллической структуры. Эпитаксиальные двухслойные пленки GaAs, легированные серой, формировались на полуизолирующих подложках GaAs (100) хлоридным методом в системе Ga-AsCl<sub>3</sub>-H<sub>2</sub> по технологии, аналогичной описанной в [10].

#### **Методы исследования и выращивания эпитаксиальных пленок**

Использовали три способа уменьшения толщины подложки от  $h_0 \sim 300$  мкм до необходимой величины: I) шлифовка подложки абразивом ACM 40/28 со связкой до толщины — 150 мкм, II) шлифовка обработка подложки абразивом М-10 без связующего до толщины — 250 мкм; III) шлифовка алмазным порошком со связкой до толщины 200 мкм с последующей полировкой пастой ACM 3/2 до  $< 150$  мкм.

Спектры низкотемпературной ( $T = 4-10\text{ K}$ ) фотолюминесценции возбуждались линией  $\text{Ar}^+$  514,5 нм лазера ЛГН-503 или линией 632,8 нм He-Ne-лазера. Интенсивность возбуждающего света менялась. от 1015 до 1020 фотон  $\text{см}^{-2}\cdot\text{с}^{-1}$ . Спектры записывались в интервале длин волн 0,8-1,2 мкм с помощью системы КСВУ-23 и фотоумножителя ФЭУ-62. Ошибка определения спектров составила  $\sim 0,002\text{ эВ}$ . Затем спектры записывали с интервалом 2-3 месяца при хранении при комнатной температуре в течение одного года.

Качество наших эпитаксиальных структур определялось методами рентгеновской дифракции. В геометрии отражения использовалась рентгеновская топография как со стороны пленки, так и со стороны обработанной (подложки), а также рентгенодифрактометрические методы, которые позволили выявить макроизгиб системы и глубину слоя, нарушенного процедурой утонения подложки.

### Экспериментальные результаты

На рис. 1 представлены спектры низкотемпературной фотолюминесценции исходных эпитаксиальных пленок GaAs (кривая 1 50 мкм\ различными методами. В спектре, записанном вблизи края, обнаружено пять полос разной интенсивности /. Наиболее сильная полоса и  $E_\gamma = 1,515\text{ эВ}$  обусловлена радиационной аннигиляцией связанных экситонов 4. Фотолюминесценция исходных образцов с удаленной пленкой, а также со стороны подложки показала практически полное отсутствие полосы /1. Следовательно, структурное качество пленок было значительно выше качества подложек. Рентгеноструктурными исследованиями<sup>3</sup> выявлена ячеистая структура подложки со средней плотностью дислокаций  $N_D = 105\text{ см}^{-2}$  и плотностью в границах ячеек  $N_D > 107\text{ см}^{-2}$  (средний размер ячеек  $0,2-0,6\text{ мкм}$ ), но дислокации несоответствия на границе пленки и подложки отсутствовали. Поскольку рассогласование решеток пленки и подложки  $f$  составляло  $< 1 \times 10^{-3}$ , толщина пленки  $\sim 1\text{ мкм}$  в исследованных структурах была несколько докритической с точки зрения образования дислокаций несоответствия. Таким образом, пленка находилась в псевдоморфном состоянии с практически однородной деформацией  $\varepsilon = -f$  и отсутствием дислокаций несоответствия, поэтому ее структурное качество было высоким.

Шлифование обратной стороны приводило к сильному тушению экситонной полосы (кривая 2), тогда как следующая полоса 2 при  $E_2 = 1,493\text{ эВ}$ , обусловленная переходами в акцепторное состояние<sup>5</sup> ( $\text{CAS}$ )<sup>></sup>, практически не затрагивалась. Слабая полоса  $I^{\text{LO}_2}$  с  $E = 1,457\text{ эВ}$  представляла собой фоновую копию полосы  $1,493\text{ эВ}$ . ( $\hbar\omega = 0,036\text{ эВ}$ ). Такое постоянство интенсивности полосы  $I_2$  подтверждало, что измельчение не оказало существенного влияния на акцепторную (фоновую примесную) систему.

Углерод представлял собой остаточную примесь, которая захватывалась кристаллом в процессе роста. Пик фотолюминесценции фоновой примеси кремния с  $E \sim 1,487$  эВ (акцептор SGa) не наблюдался. Основная примесь SGa была очень мелким донором и не разрешалась в спектрах фотолюминесценции. Рентгеноструктурные исследования приведены в [3]. 3 видно, что вся система погнулась (P-1) в результате шлифовки задней стороны конструкции. Первоначально практически сферический изгиб стал несферическим. Произошло также изменение не только средней кривизны системы, проявившей смену знака, но и сильная модуляция, представленная колебаниями с шагом в несколько сотен нанометров. Следовательно, деформации в пленке были латерально неоднородными, несмотря на то, что нарушенный шлифованием слой находился относительно далеко.

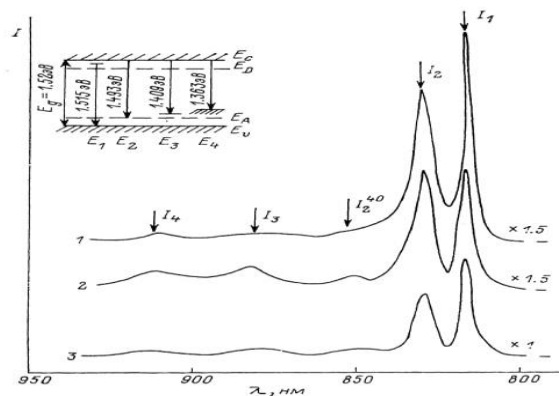


Рис.-1. Спектральная зависимость ФЛ тонких пленок арсенида галлия GaAs

1).исходного образца 2). после шлифовки АСМ 40/28 с алмазным абразивным микропорошком 3). после шлифовки АСМ 3/2

Расчет распределения полей деформации в пленках в результате утонения подложки, проведенный в [12]. 3, продемонстрировано незначительное увеличение напряжений в пленках (3-10% от исходного значения при уменьшении толщины подложки в 2 раза, в зависимости от использованной модели нарушенного слоя). Несмотря на в целом небольшое изменение упругой деформации пленки, наличие собственных напряжений в нарушенном слое существенно изменяло поля деформации вблизи нерабочей поверхности (границы) и могло привести к возникновению дислокаций несоответствия на этой границе. Следовательно, дислокации могут появиться на границе раздела пленка-подложка и действовать как дислокации несоответствия. Мы не смогли наблюдать зарождение этих дислокаций с помощью рентгеновской топографии в геометрии Брэгга (путем отражения со стороны пленки), когда использовались Cu K $\alpha$ , излучение и отражение 531.

Таким образом, мы пришли к выводу, что появление пика люминесценции  $I_3$  ( $E_3 = 1,409$  эВ) в спектрах измельченных образцов обусловлено изменением дефектной структуры пленки (в том числе дислокационной). Исследования фотолюминесценции при различных температурах (4,2, 77, 100, 300 К) показали, что состояния, связанные с этой полосой фотолюминесценции, имеют акцепторную природу.

Полировка образцов с нерабочей стороны позволила удалить часть нарушенного слоя (по данным рентгенограммы). дифракционные измерения, толщина слоя менее 5 мкм}, плотность дислокаций  $\sim 107\text{-}108 \text{ см}^{-2}$ ). В результате уменьшения собственной деформации толщина эпитаксиальной пленки снова стала докритической, и тогда могла произойти трансформация дислокационной структуры, сопровождающаяся уменьшением интенсивности пика люминесценции при  $E_3 = 1,409$  эВ и некоторым увеличением интенсивности экситонной люминесценции. пик (кривая 3).

Литературные данные (см., например, [5]) позволяют предположить, что полосу при  $I_3 = 1,409$  эВ следует отнести к комплексу, образованному акцепторной примесью в подрешетке мышьяка и вакансией галлия (VGaImAs), или комплексу из двух вакансий. VGaVAs ( $R_d \cdot 5$ ). Окончательное определение природы полосы  $I_3$  потребует дальнейших исследований. Самый длинноволновый пик при  $E_4 = 1,36$  эВ с фоновой репликой  $I_4\text{Ga}$  при  $E = 1,327$  эВ был приписан дефектам подложки, и его интенсивность практически не менялась независимо от обработки. Полоса 4 была приписана в [6]. 6 К термоиндуцированному изменению конфигурации дефектов, связанных с вакансиями мышьяка или с комплексами, содержащими  $VQ^{\wedge}$  (известно, что уровень  $U_{da}$  на 0,18 эВ выше дна валентной зоны). Мы не могли исключить также присутствие Cu в комплексах акцепторы VGaCuGaVGa или SAsCuGaVGa, поскольку основной фон или случайная примесь в GaAs.

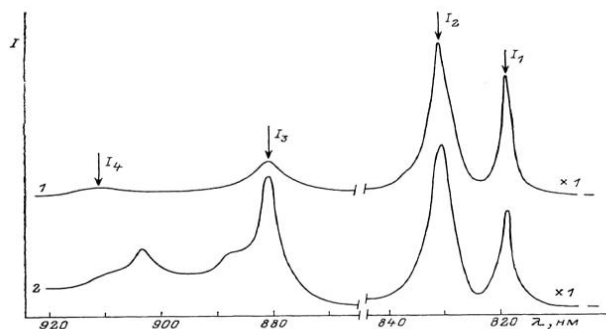


Рис.-2. Спектральная зависимость ФЛ тонких пленок арсенида галлия GaAs

1). образец после шлифовки АСМ 40/28 с алмазным абразивным микропорошком 2). ФЛ после хранения течения 1 месяца шлифовки АСМ 3/2

Таким образом, наши исследования показали, что образование нарушенного слоя на противоположной стороне этой подложки путем шлифования может оказать сильное влияние на структурное качество эпитаксиальной пленки, заключающееся в перераспределении системы точечных дефектов и появлении дислокационной структуры в виде дислокаций несоответствия. Соответствующие этим дефектам электронные состояния (вероятно, дислокации несоответствия) в исследованных пленках n-типа имели акцепторную природу и обуславливали пик люминесценции с максимумом при  $E = 1,409$  эВ. Деформационный и электростатический потенциалы эти дислокации деформировали профили разрешенных энергетических зон и стимулировали диссоциацию экситонных состояний. Измерения люминесценции, излучаемой при хранении, выявили некоторое перераспределение интенсивности между пиками (рис. 2). Таким образом, мы пришли к выводу, что релаксация во время измельчения была неполной. Фактически, поскольку барьер Пайерлса в арсениде галлия был очень высоким ( $\sim 1$  эВ), движение дислокаций на границе раздела происходило из-за высокой концентрации напряжений в нарушенном слое.

Поскольку в результате внедрения дислокаций несоответствия напряжения уменьшались, движение следующих дислокаций сильно задерживалось и релаксация прекращалась, не достигая равновесного состояния. В процессе хранения такая частично релаксированная система испытывала диффузионный дрейф дислокаций и точечных дефектов в поле нерелаксированных напряжений, что и являлось причиной развития пиков люминесценции. Это обстоятельство следует учитывать при исследовании процессов деградации устройств.

## REFERENCES

1. J. M. O'Connor, E. F. Dvorsky, H. S. Hier, and W. P. Rief, *J. Electrochem. Soc.* 135, 190 (1988).
2. R. Knight, D. Effer. and P. R. Evans, *Solid-State Electron.* 8, 178 (1965).
3. V. P. Klad'ko, T. G. Kryshab, G. N. Semenova, L. S. Khazan, and O.
4. S. Bashevskaya, *Fiz. Tverd. Tela (Leningrad)* 33, 3192 (1991).
5. A. W. R. Leitch and H. L. Ehlers, *Infrared Phys.* 28, 433 (1988).
6. Шарibaев М.Б., Исмаилов Қ.А., Радиационно-стимулированная релаксация напряжений в квантово-размерных структурах // УФЖ 2010., № 3. С. 147-150.6.
7. Sharibaev M. Determination by the method of photoluminescence of extended defects in ZnTe / GaAs epitaxial captures. *Journal. Physics of semiconductors and microelectronics.* №4., P. 214-216., 2020 g