

ЭФФЕКТ ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ GaAs  
С РАЗЛИЧНОЙ ПЛОТНОСТЬЮ ДИСЛОКАЦИЙ

В. П. Кладько, Т. Г. Крыштаб, А. В. Свительский, Г. Н. Семенова

Институт полупроводников Академии наук Украины,  
252650, Киев, Украина  
(Получена 24.03.1992. Принята к печати 27.05.1992)

Исследовано влияние механической обработки (шлифовки) нерабочей стороны монокристаллических пластин GaAs, легированного теллуром ( $n \sim 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ), на величину деформаций и спектры фотолюминесценции на рабочей поверхности в зависимости от плотности ростовых дислокаций  $N_D$ . Показано, что шлифовка приводит к уменьшению интенсивности краевой полосы излучения  $I_c$  для пластин с ячеистой дислокационной структурой и увеличению ее интенсивности для бездислокационного материала. Указанная обработка приводила к противоположному поведению примесно-дефектной полосы с энергией максимума излучения  $h\nu_m = 1.24 \div 1.26 \text{ эВ}$  (80 K), обусловленного излучательными переходами в комплексах собственный дефект—примесь, т. е. к ее возгоранию для дислокационных образцов при практически неизменном ее состоянии в бездислокационном GaAs. Данное отличие поведения спектров фотолюминесценции авторы связывают с доминирующей ролью исходной дефектной структуры пластин GaAs.

Изучение процессов образования дефектов и их распространения на макрорасстояния от области генерации при локальной ионной имплантации, шлифовке и других воздействиях (эффект дальнего действия) привлекает внимание исследователей [<sup>1-3</sup>] по крайней мере по двум причинам. Во-первых, использование операций шлифовки, полировки и имплантации ускоренными ионами при изготовлении полупроводниковых приборов может приводить к образованию локальных дефектных центров, а также изменению электрофизических параметров областей, расположенных на макроскопических расстояниях от места воздействия. Во-вторых, сами механизмы стимулирования миграции точечных дефектов на расстояния порядка мм от области их зарождения при  $T \sim 300 \text{ K}$  окончательно не установлены, предполагаются альтернативные модели объяснения с участием неравновесных фононов или электронов [<sup>1</sup>]. В работе [<sup>2</sup>] отмечалась нестабильность эффекта дальнего действия в процессе хранения образцов при комнатной температуре.

Ранее было показано [<sup>4, 5</sup>], что при уменьшении толщины подложек многослойных эпитаксиальных субмикронных арсенид-галлиевых структур с использованием различных технологических режимов съема материала происходит существенное преобразование дефектной морфологии пленок, проявляющееся в изменении спектров низкотемпературной фотолюминесценции (ФЛ), развале полос связанных экситонов с  $E = 1.515$  (4.2 K) и возгорании более длинноволновых полос с  $E = 1.409 \text{ эВ}$  (4.2 K), связанных с рекомбинацией на комплексах дефектов (возможно, дислокационной природы). Это объяснялось дефектообразованием в пленках GaAs, вызываемым воздействием упругих волн, возникающих в зоне действия абразива на фоне перераспределения деформационных полей в процессе уменьшения толщины подложки.

В данной работе изучено влияние механической обработки (шлифовки) нерабочей стороны монокристаллических пластин GaAs на величину деформаций

и дефектообразование на рабочей поверхности образцов в зависимости от их исходной дефектности. При этом предполагалось, что отсутствие эпитаксиального слоя в отличие от работ [4, 5] упростит задачу расчета перераспределения полей в пластинах GaAs при уменьшении их толщины, а отсутствие границы раздела пленка—подложка позволит исключить ее влияние как эффективного стока для точечных дефектов и источника упругих полей, релаксирующих, например, при введении дислокаций несоответствия [6].

## 1. Методика

Исследовались монокристаллические пластины (100) GaAs толщиной  $d_0 \leq 400$  мкм, легированные теллуром. Использовались пластины двух типов с одинаковой концентрацией свободных носителей  $n = (1+2) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ; стандартные промышленные пластины с явно выраженной ячеистой структурой и  $\bar{N}_D \sim 10^5 \text{ см}^{-2}$  (I тип) и специально отобранные практически бездислокационные пластины (II тип) с плотностью ростовых дислокаций  $\bar{N}_D \sim 10^2 \text{ см}^{-2}$ . Каждая из этих типов пластин подвергалась в дальнейшем следующему обработкам:

- образцы А — исходные (двухсторонняя полировка);
- образцы В — проводилось утонение пластин с одной стороны до толщины  $\sim 100 \div 200$  мкм путем шлифовки на порошке АСМ-20 (шлифование свободным абразивом при комнатной температуре);
- образцы С — производилась обработка, как у образцов вида В, после чего проводилась ультразвуковая обработка (УЗО);<sup>1</sup>
- образцы D — на исходных образцах производилась только УЗО.

Для исследования использовалась фотолуминесценция, аналогично [4], а также рентгенодифракционные методы, описанные в [5].

Спектры ФЛ измерялись в диапазоне температур 4.2—300 К на автоматизированной установке КСВУ-23 с рабочей стороны. ФЛ возбуждалась излучением аргонового лазера с длиной волны  $\lambda = 4880 \text{ \AA}$ , диаметр возбуждающего зонда составлял  $\sim 0.5$  мм с плотностью возбуждения до  $50 \text{ Вт/см}^2$ . Измерения спектров ФЛ повторяли при хранении образцов при комнатной температуре в течение года.

## 2. Результаты и обсуждение

Рентгеновские топограммы, по Борману, исходных стандартных высоколегированных пластин GaAs I типа показали развитую ячеистую дислокационную структуру с размерами ячеек 0.2—1.0 мм и средней плотностью дислокаций  $\bar{N}_D \sim 10^5 \text{ см}^{-2}$ . Значения глубины нарушенного слоя  $d_d$  после шлифовки, определенные по описанной в [5] методике, поставили величину  $\approx 23$  мкм.

Для оценки влияния перераспределения статических упругих деформаций в приповерхностном слое с рабочей стороны пластин, вызываемого как уменьшением толщины пластины, так и наличием нарушенного слоя, был проведен расчет  $\varepsilon_{z=0} = f(d)$ , где  $d$  — толщина слоя, удаленного при шлифовке с нерабочей стороны. Вычисление зависимости  $\varepsilon_{z=0} = f(d)$ , приведенной на рис. 1, проводилось с учетом упруго-пластического состояния пластины с использованием двухслойной модели нарушенного слоя [5]. Для расчета плотности дислокаций в каждом из слоев использовались экспериментальные значения изгиба пластин в исходном

<sup>1</sup> Введение ультразвука в образец осуществлялось при помощи керамических пьезопреобразователей типа ПТС-23 (поперечный пьезоэффект). При комнатной температуре в течение 1 ч возбуждались ультразвуковые колебания, параллельные плоскости (100) с частотой  $f = 175 \text{ кГц}$  и амплитудой переменной деформации  $a_{us} = 5 \cdot 10^{-5}$ .

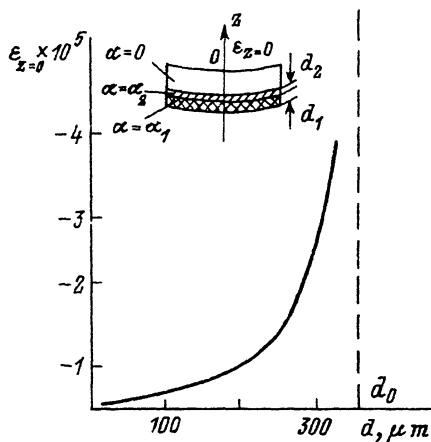


Рис. 1. Расчетная зависимость деформации  $\varepsilon_{z=0}$  от толщины удаленного шлифованного слоя  $d$ . На вставке — схематическое изображение образца после шлифовки.

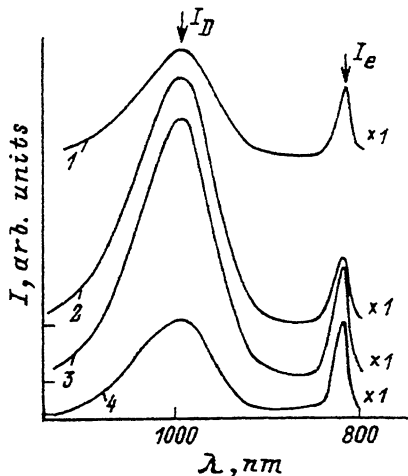


Рис. 2. Спектры ФЛ исходных образцов GaAs(Te) I типа при 80 К (1) и через 5 ч после обработок В, С, D (2—4).

состоянии после шлифовки с нерабочей стороны, а также после химического травливания нарушенного слоя глубиной  $d_1 \approx 5$  мкм и далее после повторного травливания слоя глубиной  $d_2 \approx 4$  мкм (см. вставку к рис. 1).

Плотность дислокаций  $\alpha^2$  предполагалась в каждом слое постоянной и равной  $\alpha_1 = 1.21$ ,  $\alpha_2 = 0.40 \text{ см}^{-1}$ , а протяженность слоев соответственно  $d_1 \approx 5$  и  $d_2 \approx 4$  мкм.

Полная деформация  $\varepsilon(z)$  при этом описывалась [6]

$$\varepsilon(z) = -\varepsilon_0(z) + \bar{\varepsilon}_0 + R^{-1}(z - z_0),$$

где  $z$  — координата, перпендикулярная поверхности образца;  $R$  — радиус изгиба образца;  $\varepsilon_0$  — собственная деформация;  $\bar{\varepsilon}_0$  и  $z$  — усредненные значения соответствующих величин.

Из расчетной зависимости  $\varepsilon_{z=0} = f(d)$  следует, что при утонении пластины шлифовкой до толщины  $\leq 100$  мкм происходит увеличение деформации сжатия в приповерхностной области пластины до величины  $\sim 5 \cdot 10^{-5}$ . В исходном состоянии величина деформации сжатия составляла величину  $\varepsilon_{z=0} \sim 10^{-6}$  и была связана с несимметричной обработкой рабочей и нерабочей стороны пластин. Строго говоря, деформации  $\leq 10^{-4}$  не должны приводить к дополнительному дефектообразованию, так как не превышает порог пластичности GaAs. На рис. 2 приведены спектры ФЛ для образцов GaAs I типа. В спектрах исходных образцов в интервале температур 4—300 К имеются две основные полосы: широкая полоса с максимумом  $I_D \approx 1.24$  (80 К) ( $1.24 \div 1.26$  эВ для различных образцов) и полушириной  $W \sim 130$  мэВ и полоса  $I_e$  ( $h\nu = 1.513$  эВ, 80 К). Интенсивность обеих полос линейно зависела от уровня возбуждения, до уровня  $\Phi \leq 10^{18}$  кв/см<sup>2</sup> с насыщения интенсивности обеих полос и сдвига положения максимумов не наблюдалось. Следует отметить, что диаметр возбуждающего зонда  $\text{Ar}^+$ -лазера превышал размеры дислокационных ячеек, исключая таким

<sup>2</sup> В расчетах плотность дислокации  $\alpha$  нормирована на суммарный вектор Бюргерса в единице площади, она связана со скалярной плотностью дислокаций  $N_D$  соотношением [6]  $N_D = 2\pi\alpha_{xy}b/b_2$ ,  $\alpha_{xy} = \alpha$ , где  $\tau$  — направление линии дислокаций,  $b$  — ее вектор Бюргерса.

образом, микроскопическое влияние границ ячеек (области с более низкой эффективностью люминесценции без изменения спектрального состава).

Природа длинноволновой и краевой полос люминесценции в GaAs многократно обсуждалась и достаточно надежно установлена в [7, 8]. Авторы связывают краевую полосу с излучательными переходами свободных (или связанных на мелких донорах) электронов со свободными дырками, а примесную полосу — с излучательной рекомбинацией электронов через глубокие уровни, в образовании которых участвуют пары: атомы легирующей примеси (возможно, и теллура  $[Te_{As}]$ , и остаточной примеси  $[Si_{As}]$ ) и собственных дефектов решетки:  $Te_{As}V_{Ga}$  и  $Si_{As}V_{Ga}V_{As}$ .

Непосредственно после шлифовки (образцы *B*, рис. 2, кривая 2), происходит уменьшение интенсивности краевой полосы  $I_{ca}$  ( $\leq 20\%$ ) и возгорание длинноволновой полосы  $I_{Dc}$  ( $\leq 400\%$ ). После УЗО шлифованных образцов *D* происходит незначительное увеличение интенсивности краевой полосы и уменьшение интенсивности длинноволновой полосы по сравнению со шлифованными образцами (*B*) (рис. 2, кривая 3). Обработка ультразвуком исходных образцов *D* приводила к увеличению интенсивности краевой полосы  $I_c$  ( $\leq 30\%$ ), интенсивность же длинноволновой полосы практически не изменялась (на отдельных образцах происходило ее слабое увеличение, но не более чем на 5%). Интенсивность полосы излучения при неизменном уровне возбуждения зависит от концентрации излучательных центров, их сечения захвата, а также времени жизни неосновных носителей заряда ( $I \sim \sigma N \tau$ ). Сохраняя уровень возбуждения во всех экспериментах постоянным и предполагая неизменным сечения захвата на излучающие центры, можно объяснить полученные изменения интенсивности полос изменением концентрации центров свечения и (или) изменением времени жизни неосновных носителей. Можно представить, что на фоне перераспределения упругих статических деформационных полей, связанного с уменьшением толщины пластины и с наличием нарушенного слоя, возникающие при шлифовке упругие волны деформации, достигающие рабочей стороны пластины, способствуют интенсивному образованию собственных точечных дефектов. В свою очередь известно, что в арсениде галлия с  $n \geq 10^{18} \text{ см}^{-3}$  собственные точечные дефекты являются основным источником центров безызлучательной рекомбинации. Можно связать уменьшение интенсивности краевой полосы при неизменном уровне возбуждения ( $\Phi = 10^{18} \text{ кв/см}^2 \cdot \text{с}$ ) с образованием собственных точечных дефектов. Такого типа изменения в спектрах ФЛ после шлифовки нерабочей стороны пластин наблюдали ранее в [2]. Относительно полосы низкотемпературной ФЛ GaAs(Te) (1.24—1.3 эВ) известно, что для всех уровней легирования теллуrom ее интенсивность определяется концентрацией акцепторных комплексов ( $V_{Ga}$ -донор, так называемым SA-центр (self. activated) [9]. Возрастание интегральной интенсивности полосы  $I_D$  можно объяснить увеличением концентрации комплексов  $[V_{Ga}-Te_{As}]$ .

Наблюдаемые изменения носили объемный характер, так как при изменении глубины зондирования (изменялась длина волны возбуждающего света при использовании He—Ne и рубинового лазеров) не происходило существенной трансформации спектров ФЛ. Используемая в работе УЗО с амплитудой переменной деформации  $\bar{a}_{US} \sim 6 \cdot 10^{-5}$  (выделяемая мощность  $P \sim 100 \text{ мВт/см}^2$ ) не приводила к существенному дефектообразованию во всем объеме образцов, а, скорее всего, способствовала стоку собственных точечных дефектов на границы ячеек и очищению областей внутри ячеек, что сопровождалось некоторым увеличением интенсивности  $I_c$ . Следовательно, наиболее существенное дефектообразование во всем объеме образцов происходило в зоне действия абразива, а дальнейший процесс миграции, накопления и аннигиляции собственных точечных дефектов происходил при их упругом взаимодействии со статическим полем деформации. При этом межузельные и вакансионные дефекты могли разделяться

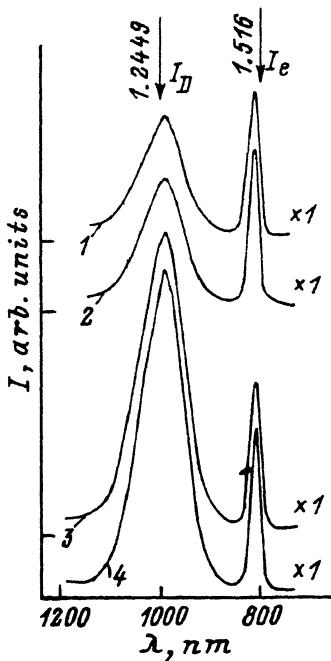


Рис. 3. Спектры ФЛ исходного образца GaAs(Te) при 80 К (1) и через  $\geq 250$  ч после обработок D, B и C (2—4 соответственно).

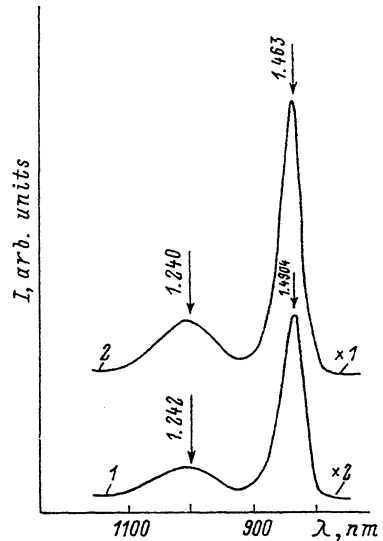


Рис. 4. Спектры ФЛ исходной (1) бездислокационной пластины GaAs(Te) и после шлифовки обратной стороны (2).

полем упругой деформации (вакансии мигрировали в сторону сжатия) и накапливаться в областях с максимальными их значениями.

Такого типа процессы и приводили к генерации как центров безызлучательной рекомбинации, так и центров свечения, связанных с образующимися парами (собственный дефект + атом теллура).

При хранении образцов после всех видов обработки происходило изменение интенсивности краевой полосы ФЛ от значений  $I_{\infty} (t=0)$  до  $I_{\alpha} (t - \text{время хранения образца})$ . На рис. 3 приведены спектры ФЛ образцов типа A—D после хранения их при комнатной температуре в течение 250 ч. Интенсивность краевой полосы шлифованных образцов увеличивалась практически до исходного значения  $I_{\alpha} \approx I_{\infty}$ , а интенсивность полосы  $I_D$  практически не уменьшалась, вплоть до  $5 \cdot 10^3$  ч. Из этого следует, что собственные точечные дефекты со временем аннигилируют, что приводит к восстановлению интенсивности  $I_e$  в спектрах ФЛ, а дефекты, образующие глубокие уровни, являются более стабильными.

Типичный спектр ФЛ исходных пластин (II типа) бездислокационного n-GaAs(Te) представлены на рис. 4. В спектре наблюдаются полосы с энергиями максимумов при 80 К:  $I_e \sim 1.49$  мэВ ( $W \sim 80$  мэВ) и  $I_D \sim 1.24$  эВ ( $W \sim 120$  мэВ). Интенсивность краевой полосы превышала интенсивность аналогичной полосы для пластин n-GaAs I типа, интенсивность же длинноволновой полосы  $I_D$ , связанной с рекомбинацией через глубокие уровни, составляла  $\sim 15\%$  от  $I_e$ . После B—D-обработок происходило увеличение интенсивности краевой полосы  $I_e$ , интенсивность полосы  $I_D$  увеличивалась незначительно, так что  $I_D/I_e$  уменьшалось. Такое поведение полос ФЛ бездислокационного GaAs(Te) при различных обработках можно интерпретировать, если предположить, что в бездислокационном материале n-GaAs(Te) с  $n \geq 2 \cdot 10^{18}$  основным типом дефектов являются микродефекты, в состав которых входят электрически нейтральные комплексы теллура  $D_x$ , распадающиеся при шлифовке по реакции [10]:

$D_x \rightleftharpoons \chi (D_x + e^-)$  с образованием доноров  $D^+ - [Te_{As}^+]$ . Увеличение концентрации свободных носителей в бездислокационном материале после шлифовки было установлено по смещению минимума плазменного отражения от величины  $\lambda_{\min} \approx \approx 25$  (А) в коротковолновую область до  $\lambda_{\min} \approx 21$  мкм (В) ( $n \approx 2.3 \cdot 10^{18}$  см $^{-3}$ ). В образцах с ячеистой дислокационной структурой после шлифовки изменение положения минимума плазменного отражения происходит в пределах точности метода ( $\sim 10^{17}$  см $^{-3}$ ).

Несущественное увеличение интенсивности полосы  $I_D$  связано, возможно, с повышенным порогом образования собственных точечных дефектов в бездислокационном материале.

При хранении образцов II типа интенсивность примесной полосы не изменялась, а интенсивность краевой полосы практически восстанавливалась до исходного значения через  $10^3$  ч.

Таким образом, основным результатом проведенной работы следует считать установление определяющей роли исходной дефектной структуры пластин GaAs (плотности ростовых дислокаций и состава точечных дефектов) на характер последующего дефектообразования и изменение структурно-чувствительных параметров при проявлении эффекта дальнего действия при неравновесных воздействиях (шлифовка обратной стороны, ионная имплантация и др.).

Исходя из данного вывода следует, что при сравнении результатов по изучению электро-оптических характеристик GaAs и эпитаксиальных структур на его основе необходимо всегда исследовать и в дальнейшем учитывать исходную дефектную структуру объекта.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Е. А. Боброва, В. С. Вавилов, Г. Н. Галкин, М. В. Чукичев, П. Бекрис, К. Куркутас, П. Эфимиу, С. Ю. Соколов, Т. А. Кузменченко, Д. Л. Хаврошин. Тез. докл. XII Всес. конф. по физике полупроводников 1, 75 (1990).
- [2] И. А. Пенина, Л. Б. Назарова, В. Г. Мелев. Поверхность. № 8, 142 (1988).
- [3] П. В. Павлов, Ю. А. Семин, В. Д. Скупов, Д. И. Тетельбаум. ФТП, 20, 503 (1986).
- [4] В. П. Кладько, Т. Г. Крыштаб, Ю. С. Клейнфельд, Г. Н. Семенова, Л. С. Хазан. ФТП, 26, (1992).
- [5] В. П. Кладько, Т. Г. Крыштаб, Г. Н. Семенова, Л. С. Хазан. ФТП, 33, 3192 (1991).
- [6] Ю. А. Тхорик, Л. С. Хазан. Пластическая деформация и дислокации несоответствия в гетероэпитаксиальных системах, 304. Киев (1983).
- [7] Ж. И. Алфёров, Д. З. Гарбузов, Е. П. Морозов, Д. Н. Третьяков. ФТП, 1, 1702 (1967).
- [8] К. Д. Глинчук, К. Лукат, А. А. Прохорович. Оптоэлектроника и полупроводниковая техника, вып. 1, 39. Киев (1982).
- [9] T. Oh-hori, H. Itoh, H. Janaka, K. Kasai, M. Jakikawa, J. Komeno. J. Appl. Phys., 61, 4603 (1979).
- [10] D. T. J. Hurle. J. Phys. Chem. Sol., 627 (1979).

Редактор В. В. Чалдышев