

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУР АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

Городниченко О. К., Коваленко В. Ф.

Проведены исследования взаимосвязи пластической деформации с электрофизическими свойствами эпитаксиальных структур арсенида галлия. Показано, что пластическая деформация в эпитаксиальных структурах развивается крайне неоднородно.

Перераспределение интенсивностей полос излучения в спектрах фотолюминесценции структур связывается с ротационной пластичностью, а упрочнение структур — с повышенным содержанием комплексов $Te_{As}V_{Ga}$ на границе раздела слой—подложка.

Изучение механических свойств эпитаксиальных структур в области высоких температур, близких к температурам эпитаксиального наращивания слоев, необходимо для понимания процессов дефектообразования и формирования электрофизических свойств, а также для оптимизации технологии их изготовления. Известно, что эпитаксиальный арсенид галлия по своему структурному совершенству заметно отличается от подложечного материала [1, 2]. Поскольку процессы эпитаксиального наращивания протекают при значительно более низких температурах, чем кристаллизация объемного арсенида галлия, то эпитаксиальный арсенид галлия содержит меньшую концентрацию неконтролируемых примесей, вакансий и других дефектов решетки как в свободном, так и в связанном состояниях. Поэтому эпитаксиальная структура представляет собой достаточно сложный композит, механические свойства которого должны отличаться от механических свойств объемных кристаллов и эпитаксиальных слоев и представлять собой комбинацию свойств, не присущую каждому материалу в отдельности. Исследования высокотемпературной деформации эпитаксиальных структур во взаимосвязи с электрофизическими свойствами до настоящего времени практически не проводились.

В настоящей работе изучены развитие пластической деформации и изменение спектров фотолюминесценции (ФЛ) в эпитаксиальных структурах арсенида галлия.

1. Методика эксперимента

Эпитаксиальные слои арсенида галлия толщиной 25—30 мкм выращивались на гантелеобразных подложках с поперечным сечением $S=2.4 \times 1$ мм из нелегированного арсенида галлия, полученного методом Чохральского, с концентрацией электронов $n \approx (1 \div 2) \cdot 10^{15}$ см⁻³ жидкофазной эпитаксией из расплава галлия. Концентрация электронов в нелегированных слоях составляла $n \approx (4 \div 5) \cdot 10^{15}$ см⁻³, а в легированных теллуром $n \approx 10^{18}$ см⁻³. Одноосное растяжение образцов проводилось вдоль оси $\langle 111 \rangle$ при $T=1073$ К и относительной скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3.7 \cdot 10^{-5}$ с⁻¹ на установке типа ИМАШ 20-75. Механические испытания кристаллов с поддержанием стехиометрии осуществлялись по такой же методике, как в работе [3]. Спектры ФЛ измеряли как до, так и после деформации, причем недеформированные образцы (контрольные) проходили такую же термообработку, как и деформированные. Методика измерения ФЛ была аналогична приведенной в [3].

2. Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 1 приведены типичные деформационные кривые одной из эпитаксиальных структур со слоем, легированным теллуром (кривая 1), и нелегированного объемного монокристалла (кривая 2). Как видно из рисунка, деформационные кривые, а также характеристики пластичности и прочности существенно различались. Величина верхнего предела текучести структуры достигала 27 МПа, что в 4 раза превышало предел текучести подложки. Кроме того, на кривой напряжение—деформация структуры наблюдался зуб текучести. Металлографические и рентгенотопографические исследования показали, что в эпитаксиальных структурах в отличие от объемных кристаллов пластическая деформация на начальной стадии осуществляется наряду со сдвигами, пласти-

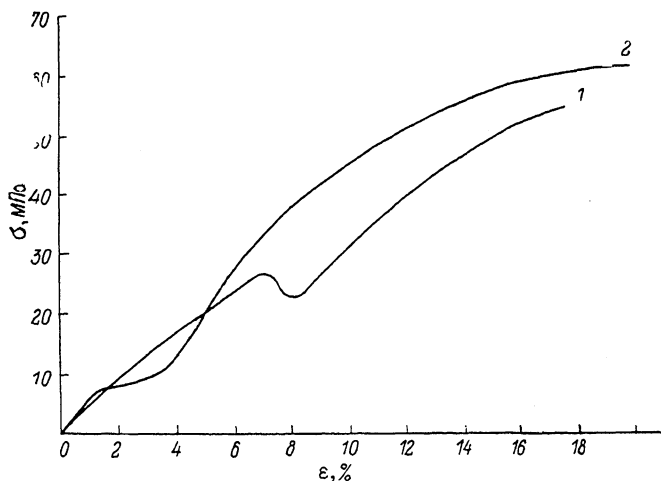


Рис. 1. Кривые напряжение—деформация эпитаксиальной структуры (1) и объемного монокристалла (2).

ческими поворотами сопряженных областей кристалла, разориентация между которыми на второй стадии деформации составляла 2.5° . Спектры ФЛ, измеренные на поверхности контрольных слоев арсенида галлия, легированных теллуром, содержали краевую полосу с энергией $h\nu_m = 1.52$ эВ, длинноволновую полосу с $h\nu_m = 1.22$ эВ, обусловленную комплексами $V_{Ga}Te_{As}$, и слабую полосу с $h\nu_m = 0.96-0.98$ эВ, связанную с комплексами $V_{Ga}V_{As}$ [4, 5] (рис. 2, а, кривая 1). Деформация не изменяла спектрального состава ФЛ, но приводила к существенному перераспределению интенсивностей (I) различных полос излучения. В слоях n -типа с ростом относительной деформации (ϵ) происходили уменьшение интенсивности краевой ФЛ, возрастание интенсивности полосы с $h\nu_m = 0.98$ эВ, а интенсивность полосы с $h\nu_m = 1.22$ эВ проходила через максимум. Предполагается, что перераспределение интенсивностей длинноволновых полос с увеличением деформации, обусловленное изменением концентрации соответствующих глубоких центров, может быть связано с особенностями протекания пластической деформации в эпитаксиальных структурах, в частности с ротационной пластичностью, которая реализуется за счет «коллективного» самосогласованного массопереноса, сопровождающегося поглощением и испусканием точечных дефектов [6].

Уменьшение интенсивности краевой ФЛ (I_{rp}) с ростом деформации связано, по-видимому, как с уменьшением концентрации основных носителей заряда (при $\epsilon = 4.0$ % концентрация электронов снижалась примерно в 2 раза), так и с возрастанием концентрации дефектов, являющихся центрами безызлучательной рекомбинации. Об увеличении концентрации этих дефектов свидетельствует также уменьшение после деформации интенсивности краевой ФЛ в слоях p -типа при одновременном возрастании концентрации свободных дырок (после

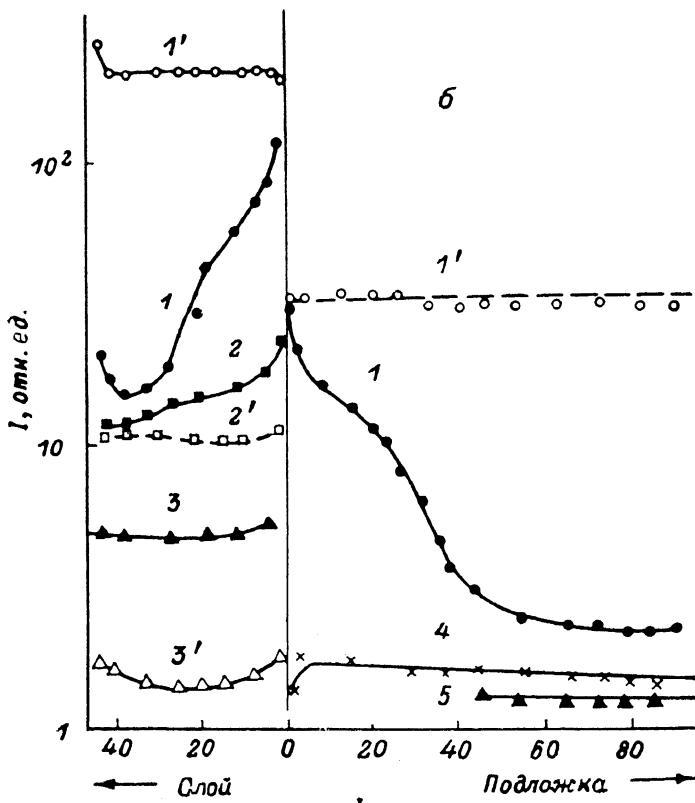
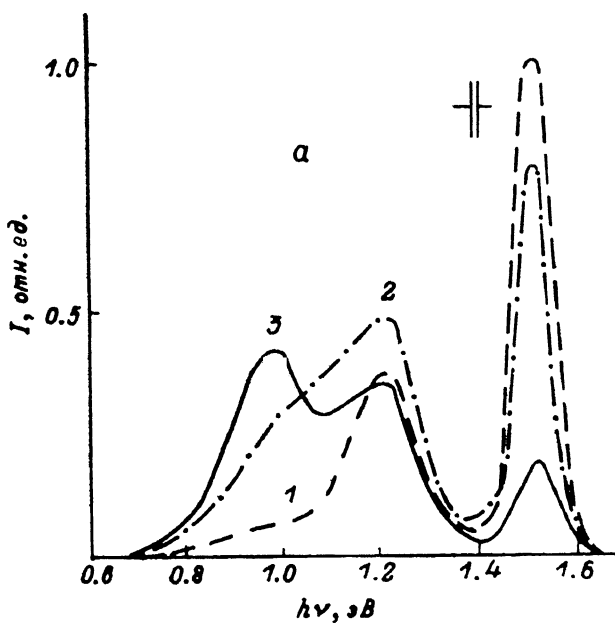


Рис. 2. Спектры ФЛ (а) при 77 К одного из эпитаксиальных слоев GaAs(Te), выращенного на нелегированной подложке, до (1) и после (2, 3) деформации структуры; распределение интенсивностей (б) полос краевого (1, 1') и длинноволнового (2—5, 2', 3') излучений по толщине структуры до (1'—3') и после (1—5) деформации.

а) λ , $\mu\text{м}$: 1 — 0, 2 — 0,8, 3 — 4; б) $h\nu$, эВ: 1, 1' — 1,51—1,52; 2, 2' — 1,22; 3, 3' — 0,98; 4 — 1,35; 5 — 1,03.

деформации $\varepsilon=4\%$ $I_{кр}$ уменьшалась в 1.5 раза, а концентрация дырок возрастала от $1.5 \cdot 10^{17}$ до $8 \cdot 10^{18}$ см⁻³).

В связи с тем, что пластическая деформация по толщине эпитаксиальной структуры, как показали результаты металлографических исследований, развивается неоднородно, нами изучалось распределение спектров ФЛ по толщине таких структур. На рис. 2, б представлены типичные распределения интенсивностей различных полос ФЛ по толщине контрольной и деформированной ($\varepsilon=4\%$) структур со слоем, легированным теллуром, выращенным на нелегированной подложке. Как видно из рисунка, в контрольных структурах интенсивности различных полос излучения изменялись незначительно. После деформации в эпитаксиальном слое интенсивности краевой полосы и полосы с $h\nu_m=1.22$ эВ, ответственной за комплексы $V_{Ga}Te_{As}$, были максимальными у границы слой—подложка и уменьшались к поверхности слоя. У самой поверхности наблюдаются возрастание интенсивности краевой полосы. В подложке также $I_{кр}$ была максимальной у границы раздела и уменьшалась по мере удаления от нее. Такой характер распределения $I_{кр}$ свидетельствует о том, что пластическая деформация наименее развита в переходной области слой—подложка и минимальна на границе раздела. Значительное увеличение интенсивности полосы с $h\nu_m=1.22$ эВ вблизи границы раздела, по-видимому, связано с массопереносом, обеспечивающим ротационный механизм пластической деформации.

После деформации в длинноволновой области спектра ФЛ переходной области нелегированных подложек появлялась полоса с $h\nu_m=1.35$ эВ, а в объеме этих подложек, кроме указанной, наблюдалась еще одна полоса с $h\nu_m \approx 1.03$ эВ (рис. 2, б). Наличие этих полос обусловлено диффузией меди через эпитаксиальный слой аналогично тому, как это наблюдалось в [7]. Отсутствие полосы с $h\nu_m \approx 1.03$ эВ ($Cu_{Ga}V_{As}$) в спектре переходной области подложки указывает на более низкую концентрацию точечных дефектов в ней по сравнению с остальным объемом подложки, что является следствием меньшей пластической деформации в этой области.

Таким образом, пластическая деформация в эпитаксиальных структурах протекает крайне неоднородно, а граница раздела слой—подложка является упрочняющей, поскольку имеет повышенное содержание комплексов $V_{Ga}Te_{As}$, которые, как показано в работах [3, 8], упрочняют кристаллы арсенида галлия.

Список литературы

- [1] Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. М., 1984. 255 с.
- [2] Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в эпитаксиальных слоях полупроводников. М., 1985. 160 с.
- [3] Городниченко О. К., Глушков Е. А., Коваленко В. Ф. // ФТТ. 1983. Т. 25. В. 9. С. 2566—2569.
- [4] Глинчук К. Д., Прохорович А. В. // Полупроводниковая техника и микроэлектроника. Киев, 1973. № 3. С. 16—33.
- [5] Vorobkalo F. M., Glinchuk K. D., Prokhorovich A. V., John G. // Phys. St. Sol. (a). 1973. V. 15. N 1. P. 287—293.
- [6] Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск, 1985. 229 с.
- [7] Кесаманлы Ф. П., Коваленко В. Ф., Прохорович А. В. // Полупроводниковая техника и микроэлектроника. Киев, 1977. № 25. С. 48—52.
- [8] Городниченко О. К. // ФТТ. 1989. Т. 31. В. 3. С. 171—174.

Одесский

государственный университет
им. И. И. Мечникова

Получена 14.07.1989

Принята к печати 11.08.1989