

А. С. ГУЛЯЕВА, Б. А. КРАСЮК, В. Н. МАСЛОВ,
член-корреспондент АН СССР Б. А. САХАРОВ

ИЗМЕНЕНИЕ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ GaAs В ОБЛАСТЯХ, ПОВРЕЖДЕННЫХ ЛУЧОМ ЛАЗЕРА

В настоящей работе изучалось изменение фотолюминесценции монокристаллов GaAs *p*- и *n*-типа проводимости с концентрацией носителей $1 \cdot 10^{17} - 3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ в областях, поврежденных лучом лазера.

Образцы *p*-типа, легированные Zn, были получены методом Чохральского. Образцы *n*-типа, легированные Te, были получены методом Чохральского и Бриджмена. Плоскопараллельные шайбы GaAs имели толщину 1—2 мм и были механически отполированы с обеих сторон. Образцы подвергали воздействию одиночных импульсов света длительностью 500 мсек от лазера с активным элементом из стекла с неодимом, $\lambda = 1,06 \text{ м}$; коэффициент поглощения образцов при этой длине волны был $\alpha = 1 - 3 \text{ см}^{-1}$.

При средней плотности светового потока $\sim 5 \cdot 10^5 \text{ Вт/см}^2$ на противоположной лазерному лучу грани образца возникали повреждения (рис. 1, см. вкл. к стр. 813). Области повреждений имели площади $\sim 9 \cdot 10^4 \text{ м}^2$ и распространялись в глубину образца на $\sim 80 \text{ м}$.

Мы полагаем, что повреждение задней грани образца происходило вследствие локального повышения температуры образца за время действия лазерного импульса. Следующие экспериментальные данные подтверждают это положение.

1) При проведении анализа содержания Ga и As на поверхности задней грани при помощи рентгеновского микроанализатора MAP-1 в области повреждения была обнаружена локальная диссоциация GaAs, так как концентрация As в этой области снижалась на 50—70% по сравнению с его содержанием в неповрежденной области. Диссоциация GaAs указывает на повышение температуры образца в области повреждения.

2) В области повреждения задней грани наблюдалось изменение структуры образца, а именно, происходило образование двойников, плотность дислокаций повышалась настолько, что становилась неразрешимой металлографически (рис. 1). Увеличение плотности дислокаций и двойникование свидетельствуют о наличии пластической деформации образца в области повреждения задней грани, т. е. об увеличении температуры монокристалла.

Аналогичные поврежденные области могут возникнуть в инжекционных лазерных диодах из GaAs при их катастрофической деградации (1), причем эти области образуются под действием излучения, выходящего из вещества, а не входящего в него.

У образцов с более высоким коэффициентом поглощения (соответственно с большей концентрацией носителей) поврежденные области в виде кратера возникали только на передней грани. В настоящей работе исследовали фотолюминесценцию образцов с поврежденной задней гранью. Перед измерением фотолюминесценции образцы были протравлены для удаления поверхностного слоя толщиной 5—10 м.

При исследовании спектра фотолюминесценции источником света служил (He — Ne)-лазер с длиной волны 6328 Å. Острая фокусировка позволяла измерять фотолюминесценцию с площади $\sim 5 \cdot 10^2 \text{ м}^2$, т. е. с площа-

ди, много меньшей области повреждения. Приемником фотолюминесцентного излучения служили фотоумножитель ФЭУ-28 и фотоспротивление PbS. Для каждого образца записывали спектр излучения в нескольких местах как для поврежденных, так и для неповрежденных участков образца.

Спектры фотолюминесценции для всех образцов при температуре 293° К имели только одну линию «краевого» излучения с максимумом 1,43 эв, причем интенсивность излучения от областей повреждения ока-

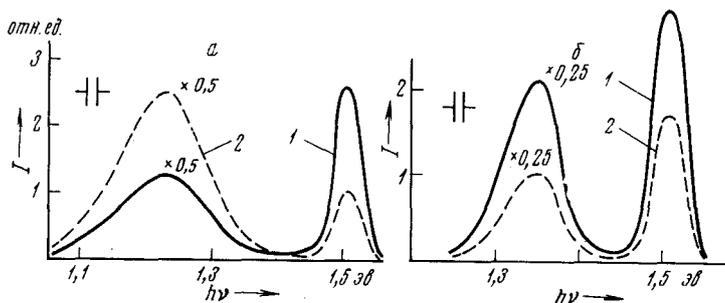


Рис. 2. Спектры фотолюминесценции GaAs *n*-типа, легированного Te (а) и содержащего Cu (б), $T = 77^\circ \text{K}$; 1 — для неповрежденной, 2 — для поврежденной области

зывалась в 3—4 раза меньше интенсивности излучения для неповрежденных областей.

Спектры фотолюминесценции образцов *p*-типа, легированных Zn, при температуре 77° К также имели только один максимум «краевого» излучения с энергией 1,48 эв, интенсивность которого в поврежденных участках была примерно в два раза меньше интенсивности излучения в неповрежденных местах.

Спектры фотолюминесценции образцов *n*-типа, легированных Te, при температуре 77° К представлены на рис. 2а. Спектр излучения имел максимумы с энергиями 1,51 эв и 1,23 эв соответственно. В результате повреждения образца лазерным излучением интенсивность «краевой» люминесценции уменьшилась примерно в 2—2,5 раза, а интенсивность максимума с энергией 1,23 эв увеличилась в среднем в 1,5—2 раза.

Для того чтобы выяснить, во всех ли образцах GaAs, содержащих Te, в поврежденных лазерным излучением участках происходит увеличение интенсивности линии с максимумом 1,23 эв, образцы *n*-типа, вырезанные из тех же слитков, были подвергнуты термообработке при 800° С в течение 6 час. для введения в них меди. После термообработки образцы остались *n*-типа, а линия с максимумом 1,23 эв исчезла (приемник излучения PbS). В работах (2, 3) указано, что при термообработке в образцы GaAs вводится медь, которая диффундирует в кристалл из источников загрязнения. Медь, введенная диффузией, находится в GaAs в двух состояниях: медь внедрения и медь замещения.

Образцы, подвергнутые термообработке и содержащие вследствие этого медь, имели при 77° К два максимума излучения с энергиями 1,51 эв и 1,35 эв (рис. 2б, приемник излучения ФЭУ-28). По результатам работ (4, 9) полоса с максимумом 1,35 эв связана с комбинацией через 1-й потенциал ионизации акцепторного уровня меди, расположенного на 0,145 эв выше потолка валентной зоны. Повреждения образца приводили к уменьшению интенсивности «краевого» излучения в 1,7 раза и интенсивности излучения с максимумом 1,35 эв — в 2 раза, причем излучение с максимумом 1,23 эв в этих образцах отсутствовало (приемник излучения PbS и ФЭУ-28).

В работах (5, 6) было показано, что полоса с максимумом 1,23 эв в образцах GaAs, легированных Te, обусловлена излучательной рекомбинаци-

ей на комплексах вакансий Ga с атомами Te [$V_{Ga} + 3Te$]. Увеличение интенсивности этой полосы в областях, поврежденных лазерным лучом, свидетельствует о росте числа вакансий Ga и комплексов $V_{Ga} + 3Te$ в зонах повреждения. При воздействии на образец GaAs лучом лазера в зоне повреждения происходило кратковременное повышение температуры, способствовавшее росту числа галлиевых вакансий. (Заметим, что увеличение интенсивности линий 1,23 эВ при кратковременной термообработке отмечено также в работе (7)).

Отсутствие линии с максимумом 1,23 эВ для образцов, содержавших медь, связано с распадом комплекса $V_{Ga} + 3Te$, поскольку атомы меди занимают места вакансий галлия. В этих образцах в областях, поврежденных лазерным лучом, комплексы $V_{Ga} + 3Te$ не образуются, так как вакансии галлия, возникающие в области повреждения, не образуют комплексов с атомами Te, поскольку, по мнению авторов (8), медь сама образует комплексы с теллуром, или занимаются атомами меди, находившимися до этого в междуузлиях.

Уменьшение интенсивности линии с максимумом 1,35 эВ для поврежденных областей, по нашему мнению, свидетельствует об уменьшении числа атомов меди, находящихся на месте вакансий галлия. В поврежденной области часть атомов меди замещения, по-видимому, переходит в междуузлия, а избыточное количество атомов меди внедрения высаживается на дислокациях, образующихся в области повреждения.

Можно также полагать, что уменьшение интенсивности «краевой» фотолюминесценции при 77° К и 293° К в поврежденных лазерным лучом участках образцов указывает на образование дополнительных центров безызлучательной рекомбинации в поврежденных областях.

Авторы выражают благодарность Т. Г. Юговой за проведение термообработки образцов.

Государственный научно-исследовательский
и проектный институт редкометаллической
промышленности
Москва

Поступило
5 VII 1971

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ D. A. Shaw, P. R. Thornton, Solid State Electron, **13**, 7, 919 (1970).
- ² Л. Вейсберг, Ф. Рази, П. Херхарт, Сборн. статей: Новые полупроводниковые материалы, М., 1964, стр. 175.
- ³ Г. П. Мартыненко, Автореф. кандидатской диссертации, М., 1967.
- ⁴ Ж. И. Алферов, Д. З. Гарбузов и др., Физика и техн. полупроводников, **2**, в. 10, 1441 (1968).
- ⁵ Ж. И. Алферов, Д. З. Гарбузов и др., там же, **1**, в. 11, 1702 (1967).
- ⁶ H. Kressel, F. Z. Hawrylo et al., J. Appl. Phys., **39**, b. 11, 5139 (1968).
- ⁷ B. Tuck, Phys. Stat. Sol., **29**, b. 2, 739 (1968).
- ⁸ C. S. Fuller, K. B. Wolfstirn, H. W. Allison, J. Appl. Phys., **38**, b. 5, 2837 (1967).
- ⁹ C. S. Fuller, K. B. Wolfstirn, J. Phys. Chem. Soc., **27**, b. 6, 1889 (1966).