

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩЕЙ ПРИМЕСИ ИСХОДНОГО КРИСТАЛЛА НА ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННОГО GaAs

Джумамухамбетов Н. Г., Дмитриев А. Г.

Показано, что в спектрах ФЛ модифицированных лазерным излучением кристаллов GaAs независимо от типа примесей и их концентрации в исходном кристалле обнаруживается D -полоса с энергией максимума 1.42 эВ (77 К). Температурные зависимости основных параметров D -полосы, несмотря на количественные различия, качественно совпадают. Это дает основание полагать, что появление D -полосы связано с образованием структурных дефектов самого кристалла GaAs при лазерной обработке и не зависит от примеси легирования исходного кристалла.

1. В работе [1] сообщалось о люминесцентных свойствах модифицированных кристаллов, полученных лазерной обработкой исходного GaAs<Te>. Проведено сравнение экспериментальных данных с теорией излучательной рекомбинации СЛКП Леванюка—Осипова. Установлено, что D -полоса, возникающая в модифицированных кристаллах, обусловлена излучательной рекомбинацией через хвосты плотности состояний.

Цель настоящей работы — изучение влияния легирующей примеси исходного кристалла на люминесцентные свойства модифицированных кристаллов.

2. Исходным для получения модифицированных кристаллов использовался арсенид галлия n - и p -типа проводимости:

- специально не легированный ($n=10^{13} \div 10^{16} \text{ см}^{-3}$);
- легированный теллуром ($n=10^{17} \div 10^{18} \text{ см}^{-3}$);
- легированный оловом ($n=10^{17} \div 10^{18} \text{ см}^{-3}$);
- легированный цинком ($p=10^{16} \div 10^{19} \text{ см}^{-3}$).

При комнатной температуре кристаллы подвергались воздействию серии импульсов длительностью 10^{-3} с и длиной волны 1.06 мкм. Энергия лазерного импульса изменялась ступенчато через 3 Дж. Кристаллы были разделены на группы, в каждой из которых было до 10 штук. Режим облучения кристаллов одной группы был одинаков и отличался от режима облучения другой тем, что суммарная плотность энергии изменялась на 4 Дж/см² и изменялось распределение энергии по импульсам в серии. Последнее весьма существенно отражается на поведении кристаллов.

Так, при обработке моноимпульсом кристаллы разрушались при плотности энергии 12–16 Дж/см², в то время как при обработке серий импульсов кристаллы не меняли своей целостности даже в том случае, когда плотность энергии в последнем импульсе серии составляла 80 Дж/см². По-видимому, облучение серий импульсов приводит к образованию дефектов, которые, как известно, и обеспечивают упрочение кристаллов [2].

После облучения серий импульсов суммарной плотностью энергии 84–92 Дж/см² наблюдаются изменения люминесцентных свойств и морфологии полированной поверхности. При этом модифицированный кристалл всегда оказывался p -типа проводимости независимо от типа и концентрации примесей в исходном состоянии. Изменение морфологии полированной поверхности оценивалось визуально по появлению неровностей на полированной поверхности,

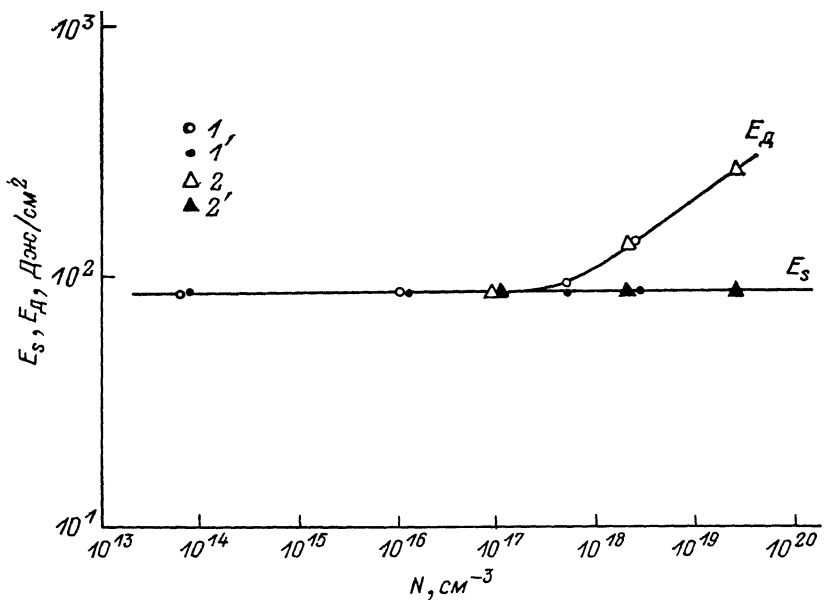


Рис. 1. Зависимости пороговой плотности энергии E_D появления D -полосы (1, 2) и пороговой плотности энергии E_S изменения морфологии поверхности (1', 2') от концентрации примесей в исходном кристалле.

1, 1' — примесь—донор; 2, 2' — примесь—акцептор.

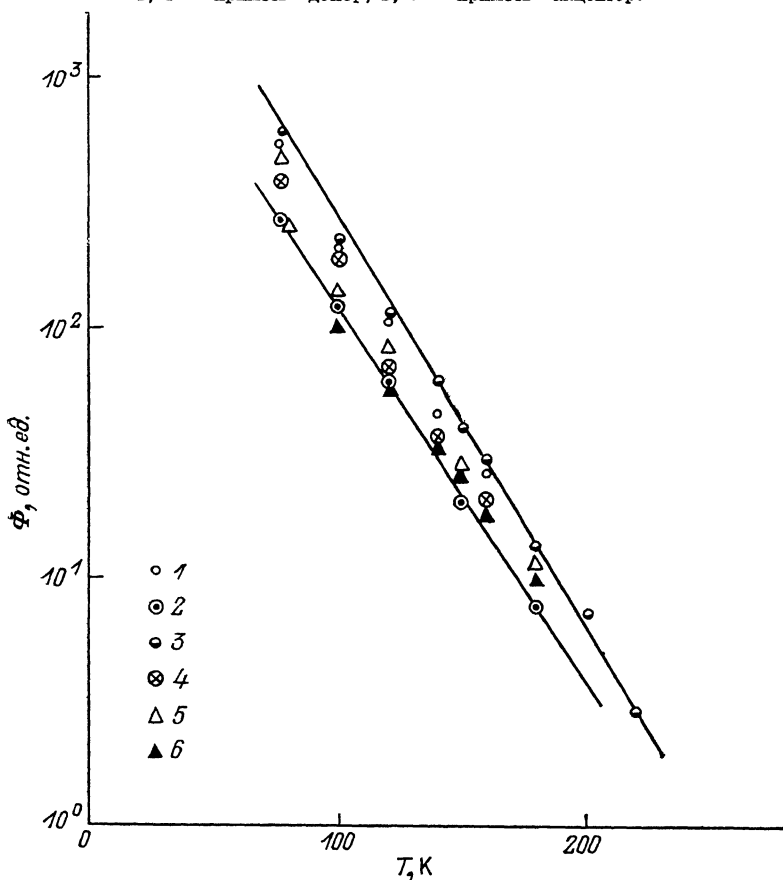


Рис. 2. Температурные зависимости интегральной интенсивности D -полосы модифицированных кристаллов, полученных на основе исходного GaAs различной марки.

1 — АГЧ ($n=7 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$); 2 — АГЧ ($n=1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$); 3 — АГЧТ ($n=5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$); 4 — АГЧО ($n=5 \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$); 5 — АГЧЦ ($p=9 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$); 6 — АГЧЦ ($p=3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$).

напоминающих «оплавление». Изменение люминесцентных свойств проявляется в появлении в спектре ФЛ D -полосы. Указанные изменения носили пороговый характер.

Как оказалось, пороговая плотность энергии, приводящая к изменению морфологии поверхности E_g , не зависит от типа и концентрации примесей в исходном кристалле и составляет $84 \div 92$ Дж/см², тогда как пороговая плотность энергии появления D -полосы E_D зависит от концентрации примесей в исходном кристалле, но не зависит от типа примесей (донор или акцептор) (рис. 1).

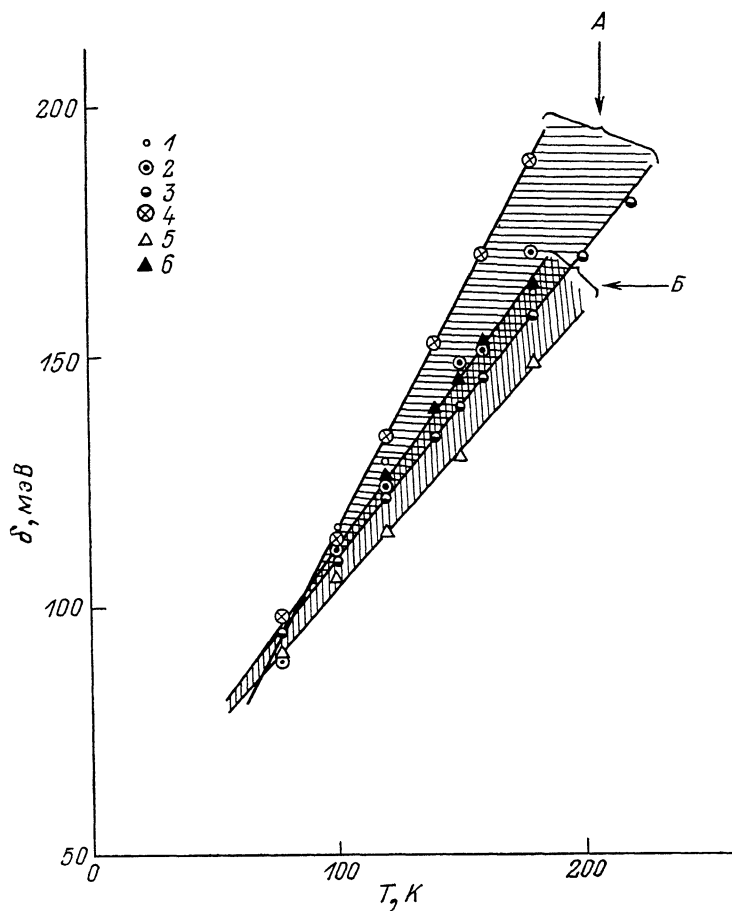


Рис. 3. Температурные зависимости полуширины D -полосы модифицированных кристаллов, полученных на основе исходного GaAs, различной марки (A — исходный n -GaAs; B — исходный p -GaAs).

1 — АГЧ ($n=7 \cdot 10^{18}$ см⁻³); 2 — АГЧ ($n=1 \cdot 10^{16}$ см⁻³); 3 — АГЧТ ($n=5 \cdot 10^{17}$ см⁻³); 4 — АГЧО ($n=5 \times 10^{17}$ см⁻³); 5 — АГЧЦ ($p=9 \cdot 10^{16}$ см⁻³); 6 — АГЧЦ ($p=3 \cdot 10^{19}$ см⁻³).

Следует отметить, что облучение исходных кристаллов с плотностью энергии, большей E_D , независимо от типа и концентрации примеси приводит к появлению D -полосы, но с меньшей интенсивностью, чем при облучении с $E=E_D$.

В дальнейшем будут изложены результаты изучения люминесценции модифицированных кристаллов, полученных после воздействия импульсов с суммарной плотностью энергии, равной E_D .

3. Температурные зависимости основных параметров D -полосы для всех кристаллов качественно совпадают, хотя количественно обнаруживаются некоторые различия.

Так, интегральная интенсивность Φ с ростом температуры уменьшается экспоненциально с характеристической энергией ϵ^* [1]: при $T=180 \div 220$ К люминесценция не обнаруживается (рис. 2). Для разных кристаллов ϵ^* лежит

в пределах от 2.4 ± 0.1 до 2.8 ± 0.1 мэВ. Корреляция характеристической энергии ϵ^* с типом примесей или их концентрацией установить не удалось.

Полуширина полосы δ с ростом температуры увеличивается линейно (рис. 3), причем экстраполированное к абсолютному нулю температуры значение полуширины δ_0 для разных кристаллов лежит в пределах от 30 ± 5 до 50 ± 5 мэВ, а температурный коэффициент полуширины β — от $(5.0 \pm 0.2) \cdot 10^{-4}$ до $(8.0 \pm 0.2) \cdot 10^{-4}$ эВ/К. В среднем полуширина для модифицированных кристаллов, полученных из *p*-GaAs, меньше, чем для кристаллов, полученных из *n*-GaAs.

Энергия максимума $h\nu_m$ с ростом температуры изменяется немонотонно, причем вид ее зависимости качественно одинаков для всех кристаллов (рис. 4). Однако значение энергии максимума для модифицированных кристаллов, полученных на основе исходного *p*-GaAs, превышает соответствующие значения

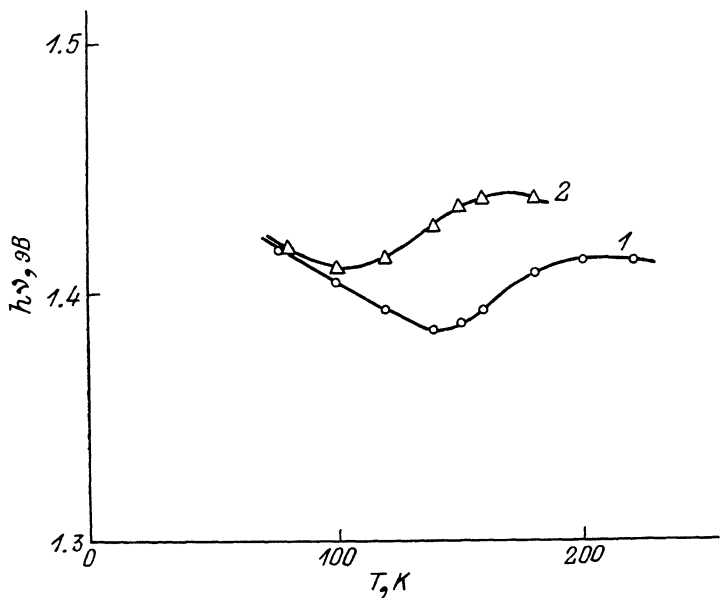


Рис. 4. Температурные зависимости энергии максимума *D*-полосы модифицированных кристаллов, полученных на основе исходного GaAs, различного типа проводимости.

1 — *n*-тип проводимости; 2 — *p*-тип проводимости.

для кристаллов, полученных на основе исходного *n*-GaAs (при одинаковой температуре). При этом температура, соответствующая минимальному значению $h\nu_m$ для модифицированных кристаллов, полученных из *p*-GaAs, меньше, чем для кристаллов, полученных из *n*-GaAs и составляет соответственно $95 \div 105$ и $140 \div 150$ К. Если учесть, что модифицированные кристаллы всегда имели *p*-тип проводимости независимо от типа примесей и их концентрации в исходном кристалле, то модифицированные кристаллы, полученные из *p*-GaAs, являются некомпенсированными, а кристаллы, полученные из *n*-GaAs, — компенсированными.

Такое поведение $h\nu_m(T)$ согласуется с теорией люминесценции сильно легированных полупроводников [3]. Действительно, согласно этой теории, поведение $h\nu_m(T)$ определяется, кроме прочего, еще и степенью компенсации. Так, в случае некомпенсированных сильно легированных полупроводников температура, соответствующая минимальному значению $h\nu_m$, должна быть меньше, чем для компенсированных, что и наблюдается экспериментально. Это объясняется тем, что в некомпенсированных сильно легированных кристаллах *p*-GaAs энергетический размер хвоста плотности состояний зоны проводимости остается весьма малым. В результате уже при довольно низких температурах локализованные состояния хвоста зоны проводимости оказываются термически опустошенными, что и проявляется в поведении $h\nu_m(T)$ для модифицированных кристаллов, полученных из *p*-GaAs.

Таким образом, несмотря на количественные различия, температурные зависимости основных параметров D -полосы независимо от примеси легирования качественно совпадают. Это дает основание полагать, что появление D -полосы связано с образованием структурных дефектов самого кристалла GaAs при лазерной обработке, что согласуется с данными работы [4] и не зависит от примеси легирования исходного кристалла.

Список литературы

- [1] Джумамухамбетов Н. Г., Дмитриев А. Г. // ФТП. 1991. Т. 25. В. 1. С. 93—98.
- [2] Миркин Л. И. Физические основы обработки материалов лучами лазера. М., 1975. 383 с.
- [3] Леванюк А. П., Осипов В. В. // УФН. 1981. Т. 133. В. 3. С. 427—477.
- [4] Андреева В. Д., Анисимов М. И., Джумамухамбетов Н. Г., Дмитриев А. Г. // ФТП. 1990. Т. 24. В. 6. С. 1010—1013.

Ленинградский государственный
технический университет

Получена 15.04.1991
Принята к печати 23.04.1991
