

## КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

ОСОБЕННОСТИ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ GaAs  
ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ АЗОТААкимченко И. П., Алещенко Ю. А., Дымова Н. Н.,  
Заветова М., Краснопецев В. В.

Вхождение изовалентных примесей в решетку GaAs может привести к изменению кинетики отжига радиационных дефектов и эффективности электрической активации имплантированных легирующих примесей при последующей термообработке, к торможению процесса образования дислокационных петель и уменьшению скорости движения дислокаций. Наиболее существенного воздействия на твердофазные реакции в GaAs можно ожидать от внедрения легких элементов V группы.

В настоящей работе методами оптического поглощения вблизи края фундаментального поглощения, ИК спектроскопии и комбинационного рассеяния света, а также электронной дифракции исследовалось влияние имплантации ионов N на разупорядочение монокристаллического полужизолирующего GaAs и на восстановление решетки при последующем термическом или быстром световом отжиге.

Имплантация ионов N с энергией 100 кэВ (доза от  $10^{15}$  до  $3 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup>, плотность тока ионного пучка  $0.5 \div 1.2$  мкА/см<sup>2</sup>) осуществлялась с обеих сторон полированных пластин GaAs толщиной 200 мкм при комнатной температуре. Последующий термический отжиг ( $300 \div 800$  °С, 1 ч) проводился с защитной пленкой из SiO<sub>2</sub> или Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; быстрый световой отжиг (галогенная лампа,  $500 \div 700$  °С,  $1.5 \div 3$  с) — без пассивации поверхности.

Сразу после внедрения ионов N в ИК спектре поглощения наблюдается слабый и широкий максимум при  $480$  см<sup>-1</sup>, обусловленный локальными колебаниями [1]. После отжига при  $300$  °С интенсивность максимума возрастает. Концентрация N, найденная по максимуму при  $480$  см<sup>-1</sup> [2], составляет  $\sim 10^{18}$  см<sup>-3</sup>; это значение меньше расчетной средней концентрации внедренного N ( $2.6 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup> для дозы  $10^{16}$  см<sup>-2</sup>). Тот факт, что максимум расположен при  $480$  см<sup>-1</sup>, свидетельствует о вхождении части атомов N в узлы As.

На рис. 1 представлена спектральная зависимость оптической плотности  $ad$ , полученная после внедрения в GaAs трех доз ионов:  $3 \cdot 10^{15}$ ,  $1 \cdot 10^{16}$  и  $3 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup>. В результате имплантации ионов N вблизи края появляются экспоненциальные хвосты поглощения, которые простираются в ИК область до  $0.5$  эВ. При этом с увеличением дозы ионов уменьшаются и коэффициент поглощения  $\alpha$ , и котангенс угла наклона отрезков прямых  $E$  (от  $0.52$  до  $0.2$  эВ). При дозе  $3 \cdot 10^{15}$  см<sup>-2</sup> зависимость  $ad$  описывается двумя отрезками прямой ( $E=0.52$  и  $0.2$  эВ), в то время как при более высоких дозах остается один отрезок с  $E < 0.52$  эВ. Эти данные указывают на упорядочение решетки в процессе имплантации N, поскольку степень разупорядочения структуры в соответствии с моделью, развитой в [3], возрастает с увеличением параметра  $E$ . Надо отметить, что при имплантации ионов Ag (доза  $3 \cdot 10^{15}$  см<sup>-2</sup>) образуется аморфный слой, которому отвечает зависимость  $ad$  от  $h\nu$  с параметром  $E=0.16$  эВ [3]. В результате последующего отжига при  $300 \div 500$  °С экспоненциальные хвосты в спектрах поглощения почти полностью исчезают.

На кристаллическую или аморфную фазу в слое GaAs<math>\langle N \rangle</math> указывают также данные о комбинационном рассеянии света. На рис. 2 приведены спектры комбинационного рассеяния, полученные на тех же образцах GaAs<math>\langle N \rangle</math>. Максимумы комбинационного рассеяния, обусловленные LO- и TO-фононами решетки GaAs для дозы  $3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  (спектр 2), значительно меньше по интенсивности, чем в исходном кристалле (спектр 1); с увеличением дозы ионов N высота максимумов при  $292$  и  $268 \text{ см}^{-1}$  для LO- и TO-фононов растет, а полуширина уменьшается. При этом смещение LO- и TO-мод в длинноволновую область тем меньше, чем выше доза (спектры 2—4). Таким образом, результаты исследования комбинационного рассеяния света также свидетельствуют об упорядочении решетки GaAs в процессе внедрения N, причем образования аморфной фазы не наблюдается. Пики LO- и TO-фоно-

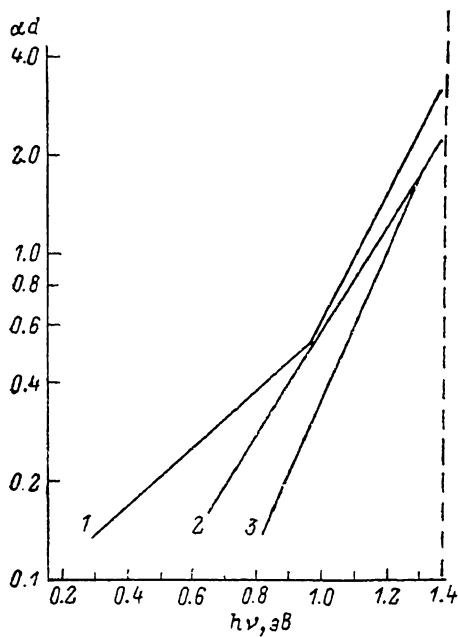


Рис. 1. Спектральная зависимость оптической плотности  $\alpha d$  для GaAs после внедрения ионов N с энергией 100 кэВ.

Доза ионов,  $\text{см}^{-2}$ : 1 —  $3 \cdot 10^{15}$ , 2 —  $10^{16}$ , 3 —  $3 \cdot 10^{16}$ . Штриховая линия — спектр для исходного кристалла.

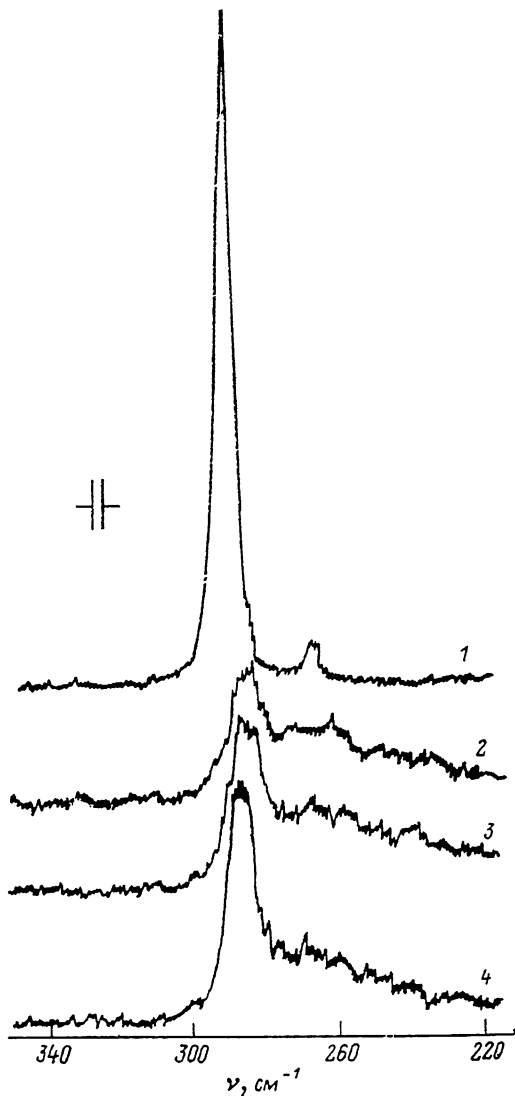


Рис. Спектр комбинационного рассеяния света в GaAs до (1) и после (2—4) внедрения ионов N с энергией 100 кэВ.

Доза,  $\text{см}^{-2}$ : 2 —  $3 \cdot 10^{15}$ , 3 —  $10^{16}$ , 4 —  $3 \cdot 10^{16}$ . Максимумы при  $292$  и  $268 \text{ см}^{-1}$  (1) обусловлены LO- и TO-фононами.

нов в аморфной фазе GaAs лежат при  $255$  и  $146 \text{ см}^{-1}$  и отчетливо видны после имплантации ионов Ag с энергией 100 кэВ (доза  $3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ).

Выводы, сделанные относительно структуры слоев GaAs<math>\langle N \rangle</math>, подтверждаются данными электронной дифракции, полученными для слоя толщиной  $5 \div 10$  нм: наиболее разупорядоченным (вплоть до появления аморфной фазы) оказался образец с минимальной дозой имплантированных ионов N ( $3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ).

В процессе последующего отжига при  $300 \div 500 \text{ }^\circ\text{C}$  экспоненциальные хвосты в спектрах поглощения (рис. 1) почти исчезают, а интенсивность, по-

ложение и полуширина максимумов в спектрах комбинационного рассеяния становятся близкими к наблюдаемым в исходных кристаллах.

Таким образом, ионное внедрение азота при дозе  $10^{16}$  см<sup>-2</sup> и выше сопровождается упорядочением кристаллической структуры GaAs без последующего отжига. Наиболее существенное восстановление решетки происходит при внедрении дозы  $3 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup>, когда концентрация N в максимуме профиля распределения примеси достигает  $\sim 1.5 \cdot 10^{21}$  см<sup>-3</sup> ( $3 \div 4$  ат%).

Внедрение ускоренных ионов в кристаллическую решетку происходит в условиях, далеких от термодинамического равновесия. При дозах ионов азота  $10^{16}$  см<sup>-2</sup> и выше концентрация простых радиационных дефектов решетки в GaAs (вакансии и междоузельные атомы Ga и As, их несложные комплексы), образованных при торможении легких атомов N, становится очень высокой и стремится к насыщению; большинство внедренных атомов N сразу, после того как они израсходовали свою кинетическую энергию и остановились в междоузлиях, с высокой вероятностью захватывается вакансиями атомов As. Этому процессу способствует ряд особенностей атомов N при их имплантации в GaAs. Во-первых, атомы N обладают значительной по сравнению с атомами As электроотрицательностью (7.5 и 5.0 эВ) и в условиях высокой генерации неравновесных электронно-дырочных пар ( $\sim 1.5 \cdot 10^{22}$  см<sup>-3</sup>·с<sup>-1</sup> для ионов с энергией 100 кэВ при плотности тока ионного пучка  $1$  мкА/см<sup>2</sup> =  $0.625 \cdot 10^{13}$  см<sup>-2</sup>·с<sup>-1</sup>) легко захватывают по одному электрону и становятся ионами N<sup>-</sup>. Во-вторых, вакансия As из-за большого эффективного отрицательного заряда атома As в GaAs (0.46) заряжена положительно, что облегчает захват этой вакансией иона N<sup>-</sup>. В-третьих, хотя ковалентные радиусы атомов N и As (0.070 и 0.121 нм) сильно различаются, что затрудняет вхождение N в GaAs в термодинамически равновесных условиях, захват иона N<sup>-</sup> вакансией атома As (радиус N<sup>-</sup> составляет  $\sim 0.104$  нм) приводит, по-видимому, к повышению энергии связи N<sup>-</sup> с Ga-окружением; во всяком случае локальная мода N в узле As характеризуется большей энергией, чем LO-фононы GaAs ( $\sim 0.059$  и 0.036 мэВ соответственно). Причем столь высокое значение энергии локальной моды трудно объяснить одним лишь уменьшением приведенной массы осциллятора. Акцепторная природа N в узле As подтверждается экспериментально наблюдаемой компенсацией Si-доноров азотом, внедренным в GaAs [4]. В-четвертых, существенное восстановление структуры в области профиля распределения имплантированного азота приводит к усиленной миграции подвижных дефектов к поверхности мишени, что обуславливает повышение степени разупорядочения (вплоть до аморфизации) тонкого приповерхностного слоя (не более 5 нм, по данным электронной дифракции), и обеднению этой области междоузельными атомами Ga и As [5].

Итак, можно ожидать, что в условиях ионной имплантации (высокой скорости генерации неравновесных электронно-дырочных пар, высокой концентрации вакансий и т. п.) при температурах не более  $100 \div 120$  °C вхождение азота в решетку GaAs существенно облегчается; замещение атомов As атомами N сопровождается упорядочением структуры, компенсацией донорных центров и т. д.

Авторы признательны В. А. Дравину за ионное внедрение азота, А. Е. Городецкому за электронную микроскопию образцов, А. А. Демкову за полезное обсуждение работы.

#### Список литературы

- [1] Kachare A. H., Spitzer W. G., Kahan A., Euler F. K., Whatley T. A. // J. Appl. Phys. 1973. V. 44. N 10. P. 4393—4399.
- [2] Zavetova M., Pangrac J., Riede V., Kamba S. // VI Čs. Konf. o tenkych vrstvach. 1987. II. díl. Mariánské Lázně. С. 173—174.
- [3] Wesch W., Götz G. // Phys. St. Sol. (a). 1986. V. 94. N 2. P. 745—766.
- [4] Duncan W. M., Matteson S. // J. Appl. Phys. 1984. V. 56. N 4. P. 1059—1062.
- [5] Ahmed N. A. G., Christodulides C. E., Carter G. // Rad. Eff. 1980. V. 52. N 3-4. P. 211—224.