

УДК 621.315.592

## О ПРИРОДЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В GaAs, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ

Гусаков Г. М., Кондратова Т. Н., Минаждинов М. С., Ларюшин А. И.

Методами Холла и нестационарной  $C-T$ -метрии установлено, что лазерное облучение (ЛО) эпитаксиальных монокристаллических слоев GaAs, легированных Cd и S, приводит к резкому уменьшению проводимости в тонком приповерхностном слое.

По данным просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), дефекты после ЛО в тонком слое поверхности материала отсутствуют.

Сделан вывод о причине деградации свойств GaAs при ЛО, связанной с точечными дефектами атомов As в междоузлии.

Известно, что эффективность импульсного лазерного отжига (ИЛО) ионно-имплантированных слоев арсенида галлия в значительной степени определяется его типом проводимости. Для малых доз ( $< 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ) имплантации ИЛО не эффективен для примесей как  $n$ -, так и  $p$ -типа. При больших дозах ( $> 1 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ) степень активации примеси  $n$ -типа после ИЛО составляет величину 5—40 %, а  $p$ -типа — 90—100 % [1, 2].

Причины такого поведения GaAs при лазерных постимплантационных отжигах до сих пор неясны, поскольку и ионное внедрение, и лазерное облучение могут вносить свой вклад в разрушение стехиометрии материала.

Нами установлено, что лазерное облучение (ЛО) эпитаксиальных монокристаллических пленок, легированных Ge ( $n$ -тип), приводит к резкому уменьшению проводимости в тонком поверхностном слое, связанному с уменьшением концентрации активной примеси [3]. Необходимо отметить, что элементы IV группы периодической системы, введенные в решетку GaAs, являются амфотерными примесями: находясь в галлиевой подрешетке, они дают проводимость  $n$ -типа, а в подрешетке мышьяка —  $p$ -типа.

В условиях кристаллизации, характерных для многих стандартных методов легирования кристаллов [4], германий замещает катионные центры и, следовательно, ведет себя как донорная примесь. Однако в условиях высокой скорости рекристаллизации, составляющей несколько метров в секунду и характерной для процессов импульсного лазерного облучения, распределение примеси по различным подрешеткам может сильно отличаться от квазиравновесного.

По этой причине, а также для выяснения вклада различных стадий процесса отжига ионно-имплантированных слоев GaAs нами использовано влияние лазерного облучения на свойства монокристаллических слоев GaAs, легированных Cd и S.

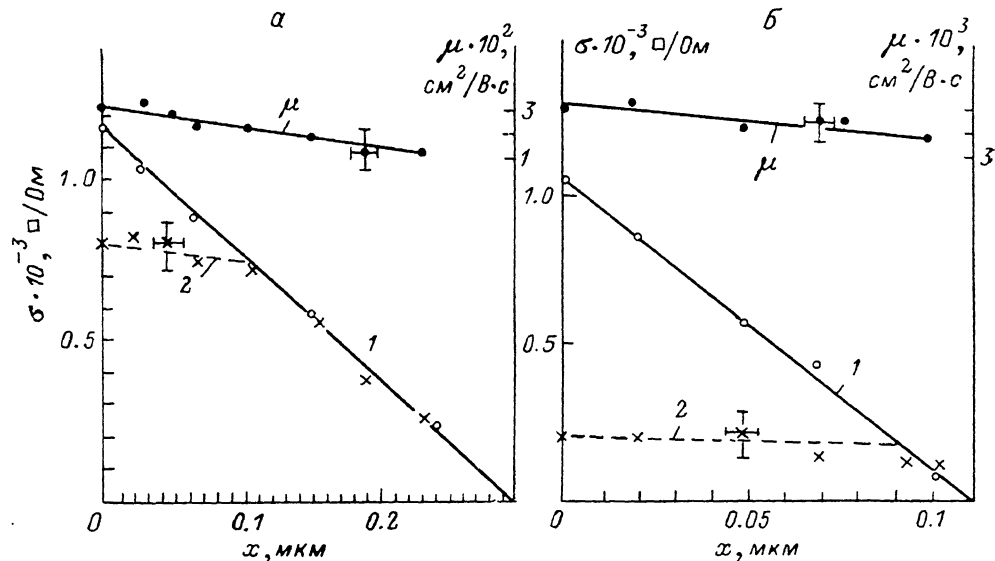
Как известно, Cd электрически активен только в катионных (Ga) узлах и дает проводимость  $p$ -типа, а атомы S — в анионных (As) узлах и дают проводимость  $n$ -типа [5].

Сопоставление электрических и структурных свойств облученных монокристаллов GaAs может дать дополнительную информацию о природе точечных дефектов, возникающих в материале.

В работе использовали слои, выращенные на монокристаллических полупроводниковых (Ср) подложках с ориентацией (100). Слои, легированные Cd,

были выращены методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений, легирование S проводилось в процессе эпитаксиального выращивания методом газофазной эпитаксии в хлоридной системе. Квадратные ( $1 \times 1$  см) образцы облучали импульсным (50 нс,  $\lambda = 0.53$  мкм) лазером на воздухе при комнатной температуре [3]. Плотность энергии облучения  $E$  лежала в диапазоне  $0.5-0.8$  Дж/см<sup>2</sup>. Нижняя граница энергии превышала порог плавления GaAs ( $0.35$  Дж/см<sup>2</sup>), а верхняя соответствовала порогу разрушения поверхности. Максимальная глубина расплава на поверхности в процессе ЛО  $\approx 0.36$  мкм при  $E = 0.8$  Дж/см<sup>2</sup>.

Профили проводимости и подвижности носителей до и после лазерного облучения определяли с помощью методов Ван-дер-Пау и Холла в сочетании с анодным окислением и травлением [6]. Омические контакты к структурам  $n$ - и  $p$ -типа получали вжиганием индия ( $350$  °C).



Зависимость поверхностной проводимости  $\sigma$  (1, 2) и подвижности  $\mu$  от толщины стравленного слоя для облученных (штриховые линии) и необлученных (сплошные) образцов GaAs.

Образцы GaAs: а — легированные Cd ( $n = 1.5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ ,  $d = 0.25$  мкм),  $E = 0.6$  Дж/см<sup>2</sup>; б — легированные S ( $n = 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ ,  $d = 0.25$  мкм),  $E = 0.5$  Дж/см<sup>2</sup>.

Структурные свойства слоев исследовали методом ПЭМ на электронном микроскопе CM-3 (Philips). Необходимые для этого фольги приготавливали путем контролируемого травления образцов в смеси  $\text{H}_2\text{O}_2 : \text{H}_2\text{O}_4 : \text{H}_2\text{O}$  (1 : 3 : 1).

Информацию о глубоких уровнях до и после ЛО на образцах  $n$ -типа определяли методом нестационарной  $C-T$ -метрии. Соответствующие барьеры Шоттки формировали на структурах  $n-n^+$  нанесением Al ( $\varnothing 0.5 \div 1$  мм).

На рисунке представлены типичные зависимости поверхностной проводимости  $\sigma$  и подвижности  $\mu$  от толщины стравленного слоя для облученных и необлученных образцов GaAs, легированных Cd и S. Как видно из рисунка, облученные образцы имеют квазипрямоугольный профиль легирования, характерный для процессов газовой эпитаксии. Облучение образцов приводит к снижению проводимости в поверхностном слое по сравнению с необлученным материалом, а профиль подвижности остается постоянным.

Это свидетельствует об исчезновении носителей в поверхностном слое. Статистическая обработка результатов экспериментов показывает, что концентрация активной примеси снижается не менее чем в 5—6 раз.

Толщина «нарушенного» слоя растет с увеличением плотности энергии падающего лазерного излучения, всегда оставаясь меньше, чем максимальная толщина расплавленного слоя GaAs.

Следует особо подчеркнуть, что независимо от типа примеси, так же как и в случае легирования Ge [3], толщина слоя в 2 раза (в пределах эксперименталь-

ных ошибок) меньше максимальной глубины расплавленного слоя при заданном значении  $E$ .

Данные нестационарной  $C-T$ -метрии также говорят о возникновении слабопроводящего слоя после ЛО. С увеличением  $E$  барьерная емкость уменьшается. В результате облучения в верхней половине запрещенной зоны появляется доминирующий дефект с энергией 0.12 эВ; концентрация этих дефектов  $(3\div 4) \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$ .

По данным ПЭМ, в пленке после ЛО отсутствуют какие-либо дефекты, лишь в тонком ( $\leq 300 \text{ \AA}$ ) приповерхностном слое наблюдаются выделения с размерами до  $200 \text{ \AA}$  и поверхностной плотностью  $(1.0\div 1.2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Таким образом, снижение проводимости поверхностного слоя GaAs при ЛО связано с генерацией значительного числа точечных дефектов, возникающих в процессе облучения и последующей рекристаллизации жидкой фазы полупроводника.

Эти первичные дефекты, как следует из наших экспериментов, эффективно взаимодействуют с примесями, расположенными как в катионном, так и в анионном узлах решетки GaAs.

Обычно полагают [7, 8], что причина деградации свойств слоев GaAs при импульсном лазерном облучении связана с испарением наиболее летучего компонента — мышьяка и, как следствие, введением в материал вакансий As. В спектрах резерфордовского рассеяния лазерно отожженных ионно-имплантированных слоев действительно наблюдается дефицит As.

В то же время дефицит мышьяка на поверхности может быть связан и с различием в скоростях распыления атомов при ионной имплантации [9].

Безусловно, в процессе импульсного ЛО температура поверхности коротковременно ( $\sim 10^2 \text{ нс}$ ) превышает температуру плавления GaAs, и это должно приводить к испарению материала.

Сарисом [10] проведено прямое измерение числа испаряемых атомов с единицы поверхности GaAs при ЛО. Неожиданным оказался факт, что с поверхности испаряется в эквивалентных количествах также и галлий. Количество испаренных атомов нелинейно растет с увеличением энергии ЛО.

Для энергий импульса, соответствующих нашим экспериментам, разница в потерях Ga и As  $\sim 10^{14} \text{ см}^{-2}$ . Этого количества, конечно, достаточно, чтобы создать в слое  $\sim 0.1 \text{ мкм}$  концентрацию вакансий до  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ .

Однако вся совокупность экспериментальных данных, на наш взгляд, не может быть объяснена в рамках этой гипотезы.

Во-первых, введение в решетку несимметричного дефекта, например  $V_{As}$ , должно различным образом воздействовать на примеси, расположенные в Ga- и As-узлах решетки.

Представленные данные, наоборот, свидетельствуют, скорее, о «симметричном» типе введенного первичного дефекта.

Во-вторых, если допустить, что источник дефектов находится на поверхности, и оценить коэффициент диффузии дефекта в жидкой фазе, то его величина оказывается аномально большой —  $2 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$ . Экспериментальные данные величины коэффициента диффузии As в жидкой фазе отсутствуют, но экспериментальные значения этих коэффициентов для ряда атомов на порядок меньше [11].

Далее, глубокий уровень с  $\epsilon = 0.12 \text{ эВ}$  связывают с наличием  $V_{As}$  [11], но данные  $C-T$ -метрии указывают лишь на то, что вакансии появляются в более глубоких, чем нарушенный слой, областях. Отметим в этой связи работу [12], где методом ВИМС изучался стехиометрический состав монокристаллов GaAs при ЛО.

Оказалось, что глубокие, примыкающие к максимальной глубине расплава области обеднены мышьяком, тогда как вблизи поверхности наблюдается избыток атомов As.

Анализ экспериментальных данных механизмов роста кристаллов GaAs доминирующего типа дефектов [13] показывает, что причины деградации свойств GaAs при ЛО связаны с введением в процессе облучения и последующей рекристаллизации симметричного собственного дефекта — мышьяка в междоузель-

ном положении. Действительно, в начальной стадии рекристаллизация происходит из расплава жидкой фазы, близкой к стехиометрической. В этих условиях кристалл обеднен мышьяком, который оттесняется движущейся границей раздела к поверхности. Вблизи поверхности, наоборот, рост кристалла происходит из расплава, обогащенного мышьяком. В этом случае доминирующим точечным дефектом является атом As в междоузлии [14].

Проведенные нами предварительные эксперименты по влиянию имплантации As и последующего ЛО монокристаллов GaAs подтверждают эту точку зрения.

Авторы благодарят Э. Ильичева за проведение и интерпретацию данных по C—T-метрии.

#### Список литературы

- [1] Готра З. Ю., Осередько С. А., Бобицкий Д. В. // Зарубежн. электрон. техн. 1983. № 6 (264). С. 77.
- [2] Najima S. J. // J. Appl. Phys. 1982. V. 53. P. 5028.
- [3] Гусаков Г. М., Кондратова Т. Н., Капский А. С., Ларюшин А. И. // ФТП. 1989. Т. 23. В. 10. С. 1864—1868.
- [4] Полевые транзисторы на арсениде галлия / Под ред. Д. В. Ди Лоренцо, Д. Д. Киндлуола. М., 1988. 496 с.
- [5] Арсенид галлия в микроэлектронике / Под ред. Н. Айнспрука, У. Уйссемена. М., 1988. 555 с.
- [6] Masaki K., Miyamoto S. // J. Appl. Phys. 1986. V. 25. P. 432—434.
- [7] Gusakov G. et al. // Phys. St. Sol. (a). 1988. V. 107. P. 261.
- [8] Laser and Electron beam solid interactions and material processing / Ed. by J. Gibbons et al. N. Y., 1981. P. 202.
- [9] Maksimov S. K. et al. // Phys. St. Sol. (a). 1982. V. 101. P. 73.
- [10] Wang Z. L. et al. // Phys. Lett. 1981. V. 83A. N 7. P. 367—370.
- [11] Laser and Electron beam solid interactions and material processing / Ed. by J. Gibbons et al. N. Y., 1981. P. 209.
- [12] Sato F. et al. // Matt. Lett. 1983. V. 1. P. 111.
- [13] Сакалос А., Янушкевичюс В. Точечные дефекты в полупроводниковых соединениях. Вильнюс, 1988. 194 с.
- [14] Бублик В. Т., Мильвидский М. Т., Освенский В. Б. // Изв. вузов СССР. Физика. 1980. Т. 23. В. 1. С. 7—22.

Московский институт  
электронной техники

Получена 18.06.1990  
Принята к печати 15.08.1990