

05;07;11;12

## Лазерное внедрение примесей в кристаллы теллурида кадмия

© Н.К. Зеленина, О.А. Матвеев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург

Поступило в Редакцию 26 декабря 1997 г.

Исследовались процессы лазерного внедрения мелких доноров (алюминия и индия) и акцептора (сурьмы) в кристаллы CdTe ( $n, p \sim 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ). Напыленные в вакууме на травленную поверхность кристаллов тонкие пленки легирующей примеси облучались рубиновым ( $\lambda = 0.694 \mu\text{m}$ ) и Nd:YAG ( $\lambda = 1.06 \mu\text{m}$ ) импульсным (длительностью импульса 20 ns) лазером в широком интервале энергий (0.1–1.8 J/cm<sup>2</sup>). Исследование облученных поверхностей производилось методами рентгеновского микроанализа, Оже-спектроскопии, термоэдс. Показано, что облучение Nd:YAG лазером приводит к однородному легированию алюминием приповерхностного слоя кристалла. При внедрении индия образуются преципитаты. Концентрация внедренных примесей достигает  $10^{19} - 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ .

Лазерное внедрение примесей в кристаллы кремния, арсенида галлия достаточно широко используется в настоящее время для создания омических и выпрямляющих контактов [1,2]. В случае теллурида кадмия (CdTe), особо чувствительного к нагреву [3], указанный метод может оказаться весьма перспективным, поскольку при легировании объем кристалла не подвергается термическому воздействию, а разогревается лишь тонкая приповерхностная область кристалла.

В настоящей работе проводилось исследование мелких доноров (Al и In) и акцептора (Sb) в кристаллы CdTe под действием импульсного лазерного излучения.

В работе использовался импульсный лазер ОГМ-40 с рубиновой ( $\lambda = 0.694 \mu\text{m}$ ) и неодимовой (Nd:YAG,  $\lambda = 1.06 \mu\text{m}$ ) головками. Длительность импульса излучения составляла 20 ns, что обеспечивало адиабатический режим передачи энергии, т.е. разогрев только области образца, непосредственно поглощающей излучение, без нагрева всего объема кристалла. Излучение рубинового лазера (коэффициент поглощения  $\alpha = 6 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-1}$  [4]) поглощается в приповерхностной области кристалла, разогревая ее, и в пленке легирующей примеси, нанесенной на кристалл. Излучение Nd:YAG лазера, практически не поглощающееся в кристаллах CdTe ( $\alpha = 1-3 \text{ cm}^{-1}$  [4]), может воздействовать непосредственно только на пленку легирующей примеси.

Для фокусирования и выравнивания интенсивности излучения по сечению пучка использовался фокон-кварцевый усеченный конус, входной торец которого матирован, с выходным диаметром 0.7 см. Образец устанавливался практически вплотную к выходному концу фокона.

Исследования проводились на кристаллах CdTe как *p*-, так и *n*-типа проводимости ( $n, p \sim 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ), выращенных методом горизонтальной направленной кристаллизации. Пленки легирующих элементов (Al, In или Sb) толщиной 2000–4000 Å наносились на кристаллы вакуумным испарением. Поверхность образцов размером  $8 \times 8 \times 1.5 \text{ mm}$  предварительно подготавливалась механической шлифовкой и полировкой с последующим травлением в бутиловом спирте с бромом.

Для определения влияния лазерного облучения на электропроводность поверхностного слоя кристалла были проведены исследования образцов *n*- и *p*-типа проводимости без нанесения пленки легирующей примеси. Образцы облучались рубиновым лазером в диапазоне энергий (0.4–1.8) J/cm<sup>2</sup>. Измерения термоэдс показали, что на образцах *n*-типа проводимости, облученных энергией больше 0.6 J/cm<sup>2</sup>, образуется приповерхностный слой *p*-типа проводимости. Поверхность образцов *p*-типа не изменяет знака проводимости. Наблюдаемый эффект можно объяснить обогащением поверхностного слоя в результате преимущественного испарения кадмия как более летучего компонента вакансиями кадмия, являющимися акцепторами. При энергиях меньше 0.6 J/cm<sup>2</sup> изменения знака термоэдс на облученных образцах *n*-типа не происходило, поэтому влияние изменения состава поверхностного слоя при этих энергиях не должно быть определяющим при внедрении легирующей примеси из нанесенной на образец пленки. Как нами было установлено [5], интервал энергий 0.2–0.5 J/cm<sup>2</sup> является интересным еще и потому,

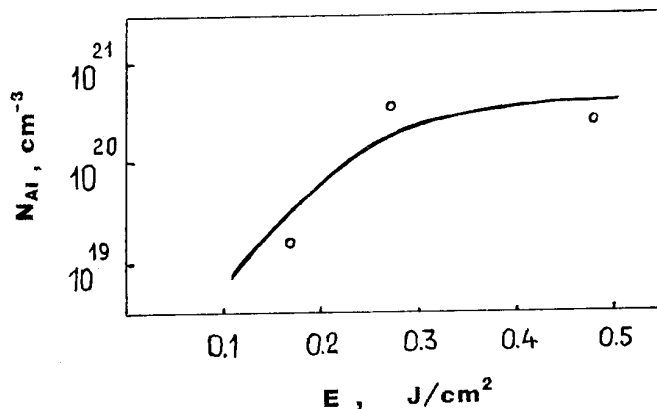
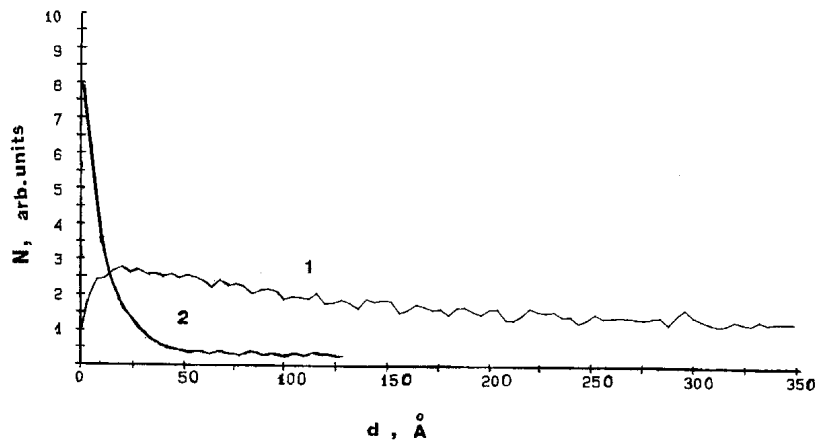


Рис. 1. Зависимость концентрации алюминия, внедренного в кристалл CdTe ( $N_{Al}$ ), от энергии излучения Nd:YAG лазера ( $E$ ).

что в нем происходит интегральное улучшение реальной структуры кристаллов CdTe.

Лазерное внедрение алюминия проводилось на кристаллах  $p$ -типа ( $p \sim 10, 15 \text{ см}^{-3}$ ) при облучении как рубиновым, так и Nd:YAG лазером. Оставшийся после облучения алюминий удалялся с поверхности образцов в растворе KOH, а затем образец освежался в бутиловом спирте с бромом. На таких образцах определялось с помощью рентгеновского микрозонта (установка "Самеса") количество алюминия, внедрившегося в кристалл, и его распределение по облученной лазером площади. Методом Оже-спектроскопии был снят профиль распределения внедренного алюминия в глубь образца.

При облучении рубиновым лазером ( $E = 0.5-1.8 \text{ J}/\text{см}^2$ ) образцов с полупрозрачной пленкой алюминия (3000 Å) концентрация внедренного алюминия лежит в пределах  $(1 \times 10^{18}-1 \times 10^{20}) \text{ см}^{-3}$ , и распределен по площади пятна он неравномерно. Внедрение алюминия Nd:YAG лазером проводилось двумя способами в диапазоне энергий  $(0.14-0.7) \text{ J}/\text{см}^2$ . В первом облучение производилось через пленку легирующей примеси, во втором — с противоположной стороны образца. При этом результаты практически не отличаются, чего и следовало ожидать, так как в обоих случаях излучение не взаимодействует с кристаллом непосредственно, а, поглощаясь в пленке алюминия, расплавляет ее.



**Рис. 2.** Профиль распределения алюминия (1) и сурьмы (2) в кристалле CdTe при лазерном внедрении Nd:YAG лазером с энергией 0.27 и 0.14 J/cm<sup>2</sup> соответственно,  $N$  — концентрация примеси в относительных единицах,  $d$  — глубина залегания.

В жидком алюминии растворяется некоторый слой CdTe, который при последующей рекристаллизации легируется алюминием. Концентрация внедренного алюминия составила  $(1 \cdot 10^{19} - 1 \cdot 10^{21}) \text{ cm}^{-3}$ . Зависимость концентрации внедренного в кристалл алюминия от энергии Nd:YAG лазера представлена на рис. 1. Видно, что она быстро выходит на насыщение при энергии 0.3 J/cm<sup>2</sup> и при дальнейшем увеличении энергии начинает снижаться, по-видимому из-за возрастающего испарения алюминия. По знаку термоэдс облученный слой стал  $n$ -типа проводимости. Распределение концентрации по площади пятна, весьма однородное при низких энергиях, становится неоднородным при энергиях больше 0.6 J/cm<sup>2</sup>, что, возможно, связано с испарением алюминия и CdTe. Профиль концентрации внедренного алюминия, снятый методом Оже-спектроскопии, приведен на рис. 2 (кривая 1). Медленное снижение концентрации при удалении от поверхности подтверждает недиффузионный механизм легирования. По-видимому, такой характер снижения сохранится до глубины, на которую расплавленный алюминий растворил CdTe, а затем следует ожидать скачкообразного падения концентрации алюминия.

Внедрение индия проводилось на образцах *p*-типа проводимости при облучении Nd:YAG лазером с энергией 0.1–0.14 J/cm<sup>2</sup> со стороны, противоположной нанесенной индиевой пленке. Концентрация внедренного индия по данным рентгеновского микрозонда составляла  $\sim 5 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup>. Легированный слой по знаку термоэдс — *n*-типа проводимости, его толщина, определенная послойным химическим травлением, составляла 15  $\mu$ m. При этом весь легированный слой содержал включения индия, наблюдаемые в оптический микроскоп в виде шариков (размер  $\sim$  несколько микрон). Такая чрезмерная неоднородность не удивительна, поскольку известно [6], что при равновесных способах легирования CdTe индий при концентрациях больше  $2 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup> выделяется во вторую фазу на границах зерен и других дефектах структуры. Большая глубина проникновения индия в кристалл, по нашему мнению, обусловлена высокой растворимостью CdTe в жидком индии [7], которая, кроме того, при лазерном внедрении может значительно превышать равновесную [8].

Внедрение сурьмы проводилось Nd:YAG лазером ( $E = 0.14$  J/cm<sup>2</sup>) в кристаллы *n*-типа проводимости ( $n = 10^{15}$  см<sup>-3</sup>). Концентрация внедренной сурьмы составляла  $5 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup>, она равномерно распределена по облученной площади. Профиль распределения в глубь образца приведен на рис. 2 (кривая 2): происходит быстрый спад концентрации на глубине  $\sim 50$  А. Попытка увеличить глубину залегания сурьмы за счет повышения энергии облучения до 0.2 J/cm<sup>2</sup> привела к взрывообразному (с образованием кратера) распылению сурьмы вместе с поверхностным слоем CdTe.

Эксперименты по лазерному внедрению алюминия и индия в кристаллы CdTe показывают, что легирование происходит более однородно при облучении Nd:YAG лазером в диапазоне энергий (0.1–0.4) J/cm<sup>2</sup>. Легирование путем расплавления пленки примеси Nd:YAG лазером с последующим растворением в ней CdTe и его рекристаллизацией представляется нам предпочтительней действия рубинового лазера, излучение которого, сильно поглощаясь в CdTe, создает высокую концентрацию неравновесных носителей заряда ( $\sim 10^{20}$  см<sup>-3</sup>), что способствует сильному дефектообразованию [9], а также приводит к интенсивному испарению поверхностного слоя кристалла.

Концентрации внедренных примесей, полученные в работе, значительно превышают равновесные, что в случае индия приводит к образованию преципитатов. Такой уровень легирования представляет интерес для создания омических контактов к кристаллам CdTe. Для

получения хороших выпрямляющих контактов целесообразно снизить концентрацию введенных примесей до  $10^{17}$ – $10^{18}$  см<sup>-3</sup>. Работы в этом направлении ведутся.

## Список литературы

- [1] *Токуяма Т.* // Laser and Electron Beam Processing of Materials / Ed. by C.W. White and P.S. Peercy. Academic Press, New York, 1980. P. 608–620.
- [2] *Narayan J.* // Laser and Electron Beam Processing of Materials / Ed. by C.W. White and P.S. Peercy. Academic Press, New York, 1980. P. 397–411.
- [3] *Акобирова А.Т., Матвеев О.А., Рывкин С.М., Хусаинов А.Х.* // ФТП. 1976. Т. 10. В. 11. С. 2127–2132.
- [4] *Bell R.O., Toulernonde M., Siffert P.* // J. Appl. Phys. 1979. V. 19. P. 313–319.
- [5] *Шульгина И.Л., Зеленина Н.К., Матвеев О.А.* // ФТТ. 1998. Т. 40. В. 1. С. 66–70.
- [6] *Yokozava M., Otsuka S., Takayanogy S.* // Japan J. Appl. Phys. 1965. V. 4. P. 1018–1025.
- [7] *Astles M., Blackmore J., Gordon N., White D.R.* // J. Cryst. Growth. 1985. V. 72. P. 1–2, 61–71.
- [8] *Morehead F.* // Laser and Electron Beam Processing of Materials / Ed. by C.W. White and P.S. Peercy. Academic Press, New York, 1980. P. 145.
- [9] *Емельянов В.И., Кашкаров П.К.* // Поверхность. 1990. Т. 2. С. 77–85.