

## Оценка качества GaAs-подложек, используемых для изготовления силовых полупроводниковых приборов

© И.Л. Шульпина,<sup>1</sup> В.В. Ратников,<sup>1</sup> В.А. Козлов,<sup>2,3</sup> Ф.Ю. Солдатенков,<sup>1,2</sup> В.Е. Войтович<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> ООО „Силовые Полупроводники“,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> ЗАО НПО „Фид-Техника“,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup> „Clifton AS“,  
Тарту, Эстония

e-mail: Iren.Shylpina@mail.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 19 марта 2014 г.)

Методами рентгеновской топографии и высокоразрешающей дифрактометрии исследованы пластины GaAs от различных производителей, применяемые в качестве подложек для эпитаксиального роста при производстве силовых полупроводниковых приборов. Характерными особенностями пластин являются нарушенный поверхностный слой, изгиб и ростовые дислокации двух типов распределения с плотностью  $(1-2) \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$ . Определены лучшая и худшая подложки по подготовке рабочей поверхности, а также оптимальное сочетание рентгеновских методов для оценки качества обработки поверхности кристаллов с высоким уровнем поглощения рентгеновских лучей.

В соответствии со стратегией развития силовой электроники в настоящее время наметилась тенденция к постепенному переходу с кремния, основного на сегодня материала для производства силовых приборов, на широкозонные полупроводники, такие как SiC и GaN. Однако разработанные в ФТИ им. А.Ф. Иоффе основы технологии выращивания высоковольтных структур на основе GaAs позволяют изготавливать силовые приборы, демонстрирующие лучшую совокупность статических и динамических характеристик [1,2], а также возможность работы при температурах до 250°С на этом материале. Эти достоинства вместе с меньшей стоимостью делают GaAs серьезным конкурентом дорогих и еще сравнительно некачественных по уровню своего кристаллического совершенства более широкозонных полупроводников.

подавляющая часть полупроводниковых приборов на основе GaAs изготавливается сегодня методами эпитаксиального наращивания твердых растворов Al<sub>0.3</sub>B<sub>0.5</sub> на исходных пластинах GaAs с высококачественной химико-механической полировкой рабочей стороны. При изготовлении силовых GaAs-полупроводниковых приборов используют методы жидкофазного эпитаксиального (ЖФЭ) наращивания сравнительно толстых (10–100 μm) слабелегированных слоев [3]. Такие слои выращивают на полированной поверхности сильнолегированных подложек при условиях, обеспечивающих минимально возможное растворение приповерхностного слоя подложки раствором-расплавом с целью предотвращения неконтролируемого загрязнения расплава примесями из подложки [4]. Проведение ростового процесса таким способом [5] предъявляет повышенные требования к подготовке подложек, заключающиеся в полном

удалении химико-механической полировкой поверхностного слоя пластин, кристаллическая структура которых нарушена резкой, шлифовкой и механической полировкой.

Помимо качества подготовки поверхности подложки при эпитаксиальном росте высоковольтных структур важно также и общее структурное совершенство кристалла подложки в целом, под которым подразумеваются количество и распределение ростовых дефектов (в первую очередь дислокаций) и степень изгиба пластины. В значительной степени они определяют структурное совершенство наращиваемых гомоэпитаксиальных слоев, дефекты в которых могут оказывать заметное влияние на электрические параметры приборных структур [5]. Изгиб пластин чаще всего возникает в результате различий в состоянии противоположных поверхностей подложки или из-за наличия внутренних напряжений в исходном слитке GaAs.

### Методы исследования

Для исследования качества пластин GaAs в настоящей работе использовались рентгено-дифракционные методы топографии и дифрактометрии [6], хорошо зарекомендовавшие себя при решении аналогичных задач по оценке кристаллического совершенства эпитаксиальных структур на основе кремния [7]. Однако применение этих методов к анализу подложек из GaAs имеет особенности, связанные с существенно более высоким уровнем поглощения рентгеновских лучей в арсениде галлия в сравнении с кремнием. Значение линейного коэффициента фотоэлектрического поглощения для GaAs

и  $\text{CuK}_\alpha$ -излучения  $\mu = 372,8 \text{ см}^{-1}$ , что практически исключает применение трансмиссионных методов исследования при толщинах образцов более  $300 \mu\text{м}$ . Следует отметить, что практически все полупроводниковые соединения АЗВ5 являются материалами, сильно поглощающими рентгеновские лучи. Они все чаще используются для создания приборов электронной техники, а проблемы в исследовании их реальной структуры являются общими с GaAs.

В качестве основного метода исследования был выбран наиболее экспрессный и простой в техническом исполнении рентгеновский топографический метод обратного отражения (аналог метода Берга–Баретта–Ньюкирка) [8,9]. Использовались  $\text{CuK}_\alpha$ -излучение и набор отражений от различных атомных плоскостей. Между образцом и регистрирующей средой (фотопленкой РТ-К производства ОАО „Тасма-Холдинг“, Казань) устанавливался непрозрачный экран с узкой щелью для пропуска отраженного пучка. Во время съемки образец и фотопленка сканировались относительно падающего пучка в установках ДТС (двукристалльный топографический спектрометр) или УРТ (установка рентгеновская топографическая) с трубкой БСВ–22–Cu при напряжении 30 kV и токе 15 mA. Предпочтение отдавалось использованию асимметричных отражений, которые обеспечивали большую площадь засветки образцов и сокращали интервал сканирования. При этом для наблюдения нарушений в приповерхностном слое подложек были использованы отражения с малой толщиной информационного слоя [8,9], а для определения типа дислокационной структуры—отражения, для которых выполнялись условия получения изображения дислокаций с достаточно хорошим контрастом [10]. Это связано с особенностями изображения дислокаций в кристаллах с высоким уровнем поглощения рентгеновских лучей. Конкурирующий вклад в изображение отдельных дислокаций в однокристалльном методе отражения экстинкции и поглощения [8,9] проявляется в том, что хороший контраст дислокаций наблюдается лишь в отражениях, характеризующихся большой толщиной проникновения рентгеновских лучей (толщиной информационного слоя) и малой шириной кривой отражения [10]. Например, для ориентации поверхности пластин (111) такими отражениями являются 422 и 533 (толщина информационного слоя 17 и  $6,2 \mu\text{м}$  соответственно).

С целью получения информации о нарушениях поверхностного слоя пластины были исследованы методами двух- (ДКД) и трехкристалльной (ТКД) рентгеновской дифрактометрии [6]. Измерялся изгиб шайб, полуширина кривых отражения на половине максимума интенсивности (далее полуширина) и диффузное рассеяние (ДР). В методе ТКД использовались  $\omega$ -,  $(2\theta-\omega)$ - и  $2\theta$ -моды сканирования для определения вклада микроразориентаций и микродеформаций в уширение кривых дифракции [11]. Микроразориентации ( $\omega$ -сканирование) характеризовали в основном нарушения поверхностного слоя, а микродеформации ( $(2\theta-\omega)$ -сканирование) —

степень структурного совершенства подложек в целом. Диффузное (некогерентное) рассеяние измерялось ( $2\theta$ -сканирование) для общей оценки структурного совершенства пластин и определения локализации источника ДР.

## Основные результаты

Исследованы подложки GaAs, изготовленные четырьмя разными компаниями-производителями: „АХТ Inc.“ (США), „СМК, s.r.o.“ (Словакия), „Clifton AS“ (Эстония) и ОАО „Восход“ КРЛЗ (Россия). Они представляли собой шайбы из GaAs, выращенного методом Чохральского, диаметром 30 или 50 mm и толщиной около  $500 \mu\text{м}$ . Подложки GaAs были ориентированы в плоскости (111), имели  $p$ -тип проводимости с легированием цинком до концентрации  $2 \cdot 10^{18} - 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Было известно, что средняя плотность дислокаций в пластинах порядка  $10^4 \text{ см}^{-2}$ .

Практически во всех образцах имелся нарушенный поверхностный слой, однако степень его нарушений была различна в подложках от разных производителей. Нарушенный поверхностный слой проявлялся на топограммах в виде изображений сетки мелких царапин, иногда сколов (при сильных нарушениях) и сравнительно слабоконтрастного изображения дислокационной структуры. Изгиб образцов проявлялся в неравномерностях фона топограмм (при малом изгибе) и в частичном выходе кристаллов из отражения (при большом изгибе). В исследованных образцах было выявлено 2 типа характерной дислокационной структуры пластин:

1 — относительно равномерное распределение дислокаций по площади образцов с небольшими группами скопления дислокаций в центре пластин. Средняя плотность дислокаций при этом имела значение  $(1-2) \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$  (рис. 1, *a*),

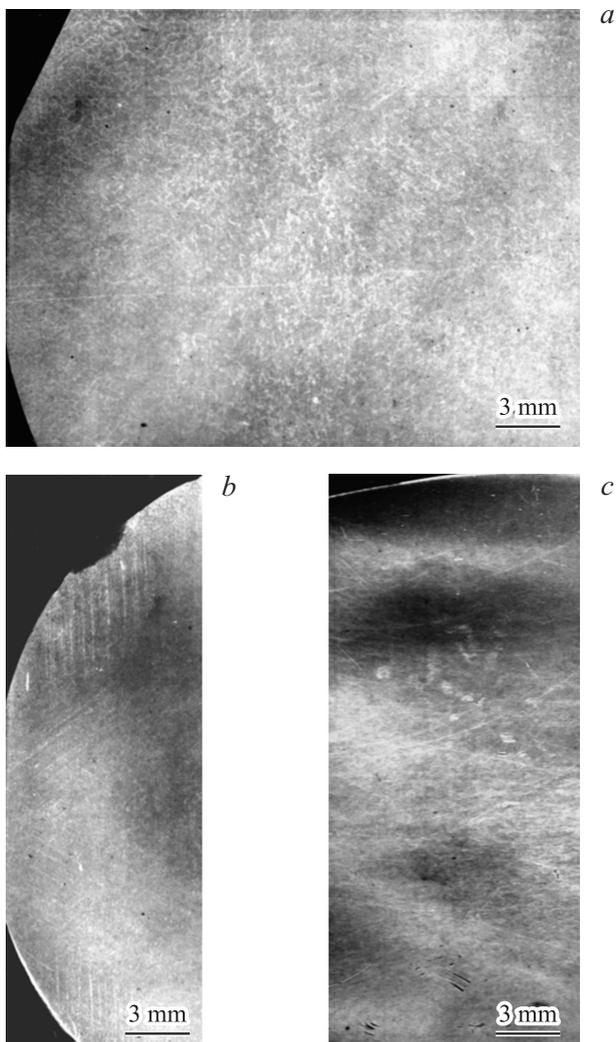
2 — относительно равномерное распределение дислокаций со средней плотностью  $10^4 \text{ см}^{-2}$  в центре и с регистрируемыми у периферии полосами скольжения вдоль направлений  $\langle 110 \rangle$ . Полосы скольжения, как правило, характеризовались сравнительно малой длиной и не достигали центральной части пластин (рис. 1, *b*).

Образцы № 1 и 2, топограммы которых представлены на рис. 1, отличались наличием изгиба в образце № 2, а также типом их дислокационной структуры, но оба имели высокое качество полировки рабочей поверхности под эпитаксию. Это проявлялось в неровностях фона топограммы образца № 2, хорошем контрасте изображения дислокаций и отсутствии изображений грубых царапин и сколов в обоих образцах. Образец № 3 был сильно изогнут и отличался от других настолько плохой подготовкой рабочей поверхности, что его дислокационная структура едва проявлялась на фоне изображений многочисленных царапин (рис. 1, *c*).

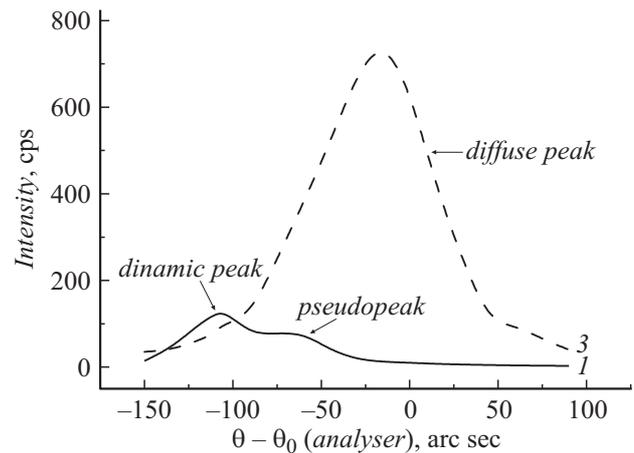
Изгиб пластин был определен путем регистрации на ДКД углового смещения пика отражения (111) при

последовательном сканировании образца в рентгеновском пучке [12]. Образец № 1 (с обеими химико-механически полированными поверхностями) был практически плоским (без изгиба). Образцы № 2 и 3 оказались равномерно изогнутыми (сферически вогнутыми с химико-механически полированной стороны) с радиусом изгиба  $R = -31$  и  $-58$  м соответственно. Изгиб связан с разным способом обработки поверхностей образцов: тыльная сторона этих образцов была травленой после шлифовки.

ДКД-кривые дифракции для симметричного отражения (111) выявили возрастание дифрагированной интенсивности при удалении от пика кривых на  $\geq 50''$  лишь для образца № 3. Полуширина всех образцов ( $25-27''$ )



**Рис. 1.** Фрагменты топограмм образцов подложек № 1 (a), № 2 (b), № 3 (c), показывающие особенности дислокационной структуры, наличие изгиба и качество подготовки рабочей поверхности подложек.  $\text{CuK}\alpha$ -излучение, отражение 422; a — небольшие скопления дислокаций в центре пластины; b — короткие полосы скольжения вдоль  $\langle 110 \rangle$  направлений у периферии и равномерное распределение дислокаций в центре пластины, изгиб; c — изгиб, нарушенный поверхностный слой, нечеткое изображение дислокаций.



**Рис. 2.**  $2\theta$ -ТКД кривые отражения для образцов № 1 и 3.  $\eta = -60''$ .

была примерно в 2 раза больше величины для GaAs, рассчитанной по динамической теории рассеяния рентгеновских лучей для совершенного кристалла.

Полуширины  $\omega$ - и  $(2\theta - \omega)$ -ТКД кривых показали для всех образцов близкие значения:  $15-17''$  для  $(2\theta - \omega)$ -кривых и  $12-15''$  для  $\omega$ -кривых дифракции. Повышенная интенсивность при удалении от дифракционного пика для  $\omega$ -кривых наблюдалась лишь для образца № 3. В то же время форма  $2\theta$ -ТКД кривых, полученных в схеме с вращением анализатора при фиксированной отстройке образца  $\eta = \theta - \theta_0$ , где  $\theta_0$  — угол Брэгга образца, существенно отличается для образца № 3 в сравнении с образцами № 1 и 2 (рис. 2). Наблюдается сильный диффузный пик с полушириной  $75''$  в положении анализатора  $\alpha = \theta - \theta_0 = 0$  для  $\eta = -60''$  (рис. 2, кривая 3), в то время как для образца № 1 (и 2 — не показано) дополнительная (в сравнении с фоном) интенсивность отсутствует при тех же значениях  $\alpha$  и  $\eta$  (рис. 2, кривая 1).

## Обсуждение и выводы

Сравнение результатов, полученных топографически и дифрактометрическими методами, показало хорошее совпадение. Эти методы удачно дополняют друг друга и могут быть рекомендованы для совместного применения при оценке качества кристаллического совершенства GaAs-подложек, предназначенных для последующего эпитаксиального роста твердых растворов АЗВ5. При раздельном применении этих методов возможна потеря некоторой части полезной информации, однако качественное решение задачи контроля кристаллического совершенства подложек GaAs только средствами топографии или только дифрактометрии также вполне возможно. Топографическими методами возможно обнаружение изгиба подложек при радиусе в несколько десятков метров и менее. Косвенно о наличии изгиба можно судить по плохому контрасту или вообще полному отсутствию изображения дислокационной

структуры на рентгеновских топограммах, полученных в асимметричных отражениях. Изображение поверхностных нарушений можно получить в отражениях с малой толщиной информационного слоя (например, в 511 с толщиной этого слоя  $5.5 \mu\text{m}$ ), а дислокационной структуры в отражениях с большой толщиной информационного слоя (422, 533).

Рентгеновская дифрактометрия показала, что измерение ДКД-кривых малоэффективно в обнаружении и характеристике приповерхностных нарушенных слоев с толщиной, существенно меньшей глубины поглощения. В то же время раздельное измерение динамической (когерентной) и кинематической (диффузной) компонент рассеяния, предложенное в [13], дает при  $2\omega$ -сканинге на ТКД возможность не только фиксации ДР, но и количественной оценки кинематически дифрагирующего объема. К сожалению, близость фотоэлектрических коэффициентов поглощения рентгеновских лучей в GaAs для  $\text{MoK}\alpha_1$ - и  $\text{CuK}\alpha_1$ -излучений не позволяет надежно идентифицировать положение источника ДР в образце, используя предложенный в [14] подход. Наш вывод о том, что источником сильного ДР в образце № 3 является нарушенный приповерхностный слой, основан на следующем: так как значения полуширин  $(2\theta - \omega)$ -кривых близки, то уровень микродилатаций  $\langle \varepsilon \rangle$  и связанная с ним плотность дислокаций [11] также близки в объеме всех образцов ( $\sim 10^4 \text{ cm}^{-2}$ ). В то же время формы  $2\omega$ -кривых для образцов № 1 и 2, с одной стороны, и образца № 3, с другой, существенно отличаются, демонстрируя сильное ДР в образце № 3. Поэтому можно уверенно считать, что образец № 3 имеет сильно нарушенный приповерхностный слой.

Выполненное исследование позволило определить лучшую и худшую подложки по качеству подготовки к последующему наращиванию эпитаксиальных слоев.

Авторы выражают благодарность компании „Clifton AS“ за поддержку настоящей работы и предоставление образцов для исследования.

## Список литературы

- [1] Kovalsky J., Basler T., Bhojany R., Lutz J., Dudec V., Opalnikov D., Voitovich V. // Proc. of the PCIM Europe, 14–16 May 2013, Nuremberg–Berlin, Offenbach : VDE Verlag GmbH Berlin / Offenbach. 2013. P. 975–981.
- [2] Kozlov V.A., Soldatenkov F.Yu., Shulpina I.L., Danilchenko V.G., Korolkov V.I. Defect engineering for carrier lifetime control in high voltage GaAs power diodes. To be presented and published in the Proc. of the 25<sup>th</sup> SEMI Advanced Semiconductor Manufacturing Conference (ASMC 2014), 19–21 May 2014, Saratoga Springs, N.Y. USA.
- [3] Андреев В.М., Долгинов Л.М., Третьяков Д.Н. Жидкостная эпитаксия в технологии полупроводниковых приборов / Под ред. Ж.И. Алфёрова. М.: Советское радио, 1975. 328 с.
- [4] Крессел Г., Нельсон Г. Свойства и применения пленок соединений элементов групп III и V, полученных эпитаксией из жидкой фазы / В кн. под ред. Дж. Хасса и др. „Физика тонких пленок: современное состояние исследований и технические решения“. Т. VII. М.: Мир, 1977. С. 133–283.
- [5] Солдатенков Ф.Ю., Данильченко В.Г., Корольков В.И. // ФТП. 2007. Т. 41. № 2. С. 217.
- [6] Боуэн Д.К., Таннер Б.К. Высокорастворимая рентгеновская дифрактометрия и топография / Пер. с англ. СПб.: Наука, 2002. 274 с.
- [7] Шульпина И.Л., Козлов В.А. // Известия вузов. Материалы электронной техники. 2013. № 1. С. 28–34.
- [8] Шульпина И.Л. // Кристаллография. 1994. Т. 39. № 2. С. 270–277.
- [9] Shul'pina I.L., Argunova T.S. // J. Phys. D: Appl. Phys. 1995. Vol. 28. P. A47–A49.
- [10] O'Hara S., Halliwell M.A.G., Childs J.B. // J. Appl. Cryst. 1972. Vol. 5. N 6. P. 401–406.
- [11] Ratnikov V.V., Kyutt R.N., Shubina T.V., Paskova T., Monemar B. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2001. Vol. 34. N 10A. P. A30–A34.
- [12] Rozgonyi G.A., Ciesielka T.J. // Rev. Sci. Instrum. 1973. Vol. 44. P. 1053–1056.
- [13] Jida A., Kohra K. // Jap. J. Appl. Phys. 1978. Vol. 17. N 5. P. 963–965.
- [14] Кюмм Р.Н. // ЖТФ. 1987. Т. 57. С. 178–180.