

13,04

## Эпитаксиальный оксид галлия на подложках SiC/Si

© С.А. Кукушкин<sup>1-3</sup>, В.И. Николаев<sup>3-5</sup>, А.В. Осипов<sup>1-3</sup>, Е.В. Осипова<sup>1</sup>,  
А.И. Печников<sup>3,4</sup>, Н.А. Феоктистов<sup>1,5</sup>

<sup>1</sup> Институт проблем машиноведения РАН,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет  
информационных технологий, механики и оптики,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup> ООО „Совершенные кристаллы“,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>5</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,  
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: sergey.a.kukushkin@gmail.com

(Поступила в Редакцию 24 марта 2016 г.)

Методом хлоридной эпитаксии на пластинах кремния ориентации (111) с буферным слоем нано SiC выращены хорошо текстурированные, близкие по структуре к эпитаксиальным слои оксида галлия  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> толщиной  $\sim 1 \mu\text{m}$ . Для улучшения роста на поверхности кремния предварительно был синтезирован методом замещения атомов высококачественный буферный слой карбида кремния толщиной  $\sim 100 \text{nm}$ . Пленки  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> всесторонне исследованы методами электронографии, эллипсометрии, рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии и микрорамановской спектроскопии. Исследования показали, что пленки текстурированы со структурой, близкой к эпитаксиальной, и состоят из чистой  $\beta$ -фазы Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, имеющей ориентацию (201). Измерена зависимость диэлектрической проницаемости эпитаксиального  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> от энергии фотона в диапазоне 0.7–6.5 eV в изотропном приближении.

С.А. Кукушкин, А.В. Осипов и Н.А. Феоктистов выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (гранты № 15-0306155 и 16-29-03149\_2016-офи). В.И. Николаев и А.И. Печников благодарят за финансовую поддержку Российский научный фонд (грант РНФ № 14-29-00086) в исследовании эпитаксиального роста оксида галлия.

### 1. Введение

В настоящее время исследователи уделяют все большее внимание росту эпитаксиальных пленок соединения  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Эпитаксиальный оксид галлия является новым, еще не полностью изученным и весьма перспективным широкозонным полупроводником. Он обладает рядом физических свойств, благодаря которым может составить значительную конкуренцию таким материалам, как карбид кремния и нитриды третьей группы. Прежде всего это относится к его прозрачности в ультрафиолетовой области спектра, поскольку ширина его запрещенной зоны приблизительно равна  $E_g \approx 4.9 \text{eV}$ . Это вещество в кристаллическом состоянии имеет высокое напряжение пробоя ( $8 \text{MV} \cdot \text{cm}^{-1}$ ). Оксид галлия легко легировать, что позволяет получать хорошо проводящие слои данного материала.

В настоящее время работ, посвященных выращиванию  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, опубликовано еще не много, однако их число неуклонно растет. Опубликованы работы по росту монокристаллических пленок оксида галлия методами молекулярно-пучковой эпитаксии (МВЕ) [1,2], эпитаксии из металлоорганических соединений (МОСVD) [3–5], атомно-слоевым осаждением [6] и методом хлоридной эпитаксии (HVPE) [7–10]. Достоинствами метода HVPE

являются простота технической реализации и возможность получения слоев высокого качества при высокой скорости их роста.

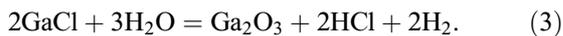
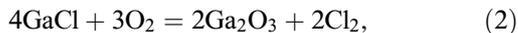
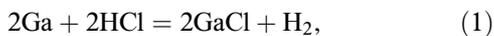
Первая работа по получению кристаллического  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> хлоридным методом была опубликована еще 1974 г. [7]. В ней были получены небольшие пластинчатые кристаллы  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в ходе химической реакции между парами хлорида галлия (GaCl) и кислородом (O<sub>2</sub>). Однако вплоть до последнего времени данное направление не развивалось. И только в 2015 г. был опубликован ряд работ японских исследователей по хлоридной эпитаксии оксида галлия [8,9]. Так, в работе [8] была продемонстрирована возможность роста слоев  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ориентации (201) на сапфировых подложках ориентации (0001). Скорость роста при этом достигала  $250 \mu\text{m/h}$ . В [10] было показано, что качественные слои оксида галлия можно получить, используя в хлоридном процессе в качестве источника кислорода очищенный воздух. При этом было обнаружено, что с увеличением потока GaCl наблюдается эффект уменьшения ширины рентгеновской кривой качания для отражения (201)  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

В обзоре [11] подробно описаны кристаллографические и физические свойства твердых фаз различных политипов соединения Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также методы их по-

лучения. Отметим, что впервые моноклинная кристаллическая структура политипа  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  была подробно исследована еще в работе [12], и было показано, что политип  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  с термодинамической точки зрения является наиболее устойчивым.

Для роста эпитаксиальных пленок  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  в основном используются подложки оксида магния и сапфира [3,8]. В последнее время все больший интерес вызывают пленки  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ , синтезированные как на подложках монокристаллов SiC [13], так и на подложках гетероструктуры ZnO/SiC [14]. Прежде всего это связано с возможностью комбинации двух и более широкозонных полупроводников с целью создания комбинации различного рода гетеропереходов. В частности, в работе [13] методом золь-гель-технологии были выращены структуры типа Pt/Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC для их дальнейшего возможного применения в качестве сенсоров для измерения концентрации водорода. Пленки  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , выращенные в [13], были поликристаллическими. Поликристаллическими были и полученные методом магнетронного распыления пленки  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  на монокристаллах SiC [15].

Однако главным материалом современной электроники, как известно, является кремний. Именно с этой точки зрения большой интерес вызывают исследования возможности синтеза эпитаксиальных пленок  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  на кремнии. Вырастить, однако, эпитаксиальный  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  непосредственно на Si невозможно. Действительно, согласно данным работы [16], вырастить  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  методом HVPE можно, используя последовательные реакции типа



Синтез пленок  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  осуществляют при температуре 1050°C. Естественно, что при такой высокой температуре в атмосфере кислорода или водяных паров поверхность кремния покрывается слоем аморфного SiO<sub>2</sub>, на котором эпитаксиальная пленка расти не будет. При выращивании методом МВЕ или CVD также используются либо кислород, либо пары воды [1–6,17]. Это исключает возможность выращивания эпитаксиального  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  на подложке Si. Действительно, было сделано несколько попыток выращивания  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  на подложке Si. Так, например, в работе [18] методом MOCVD на поверхность (100) подложки Si осаждались слои  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ . В качестве прекурсора использовался изопророксид галлия Ga((CH<sub>3</sub>)<sub>2</sub>CHO)<sub>3</sub>. При использовании данного соединения не нужен дополнительный источник кислорода, поскольку в изопророксиде галлия уже существует готовая химическая связь между галлием и кислородом. Из анализа протекания химической реакции разложения изопророксида [18] следует, что на отдельных ее стадиях происходит выделение радикалов, содержащих активный кислород и гидроксильные группы. Естественно, что в [18] были получены только аморфные пленки  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ .

Поэтому мы и предлагаем выращивать  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  на подложке Si с предварительно нанесенным на нее буферным слоем эпитаксиального SiC. Отметим, что в работе [19] были выращены нитевидные кристаллы  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  на подложке Si со слоем эпитаксиального 3C-SiC. Тем не менее сплошных пленок  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  авторы [19] не синтезировали. Поскольку в процессе синтеза  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  участвует кислород, естественно предположить, что между кислородом и карбидом кремния может происходить химическое взаимодействие. Исследования показывают, что карбид кремния обладает низкой реакционной способностью по отношению к водяным парам и кислороду при температуре порядка 1050°C [20,21], т.е. при температуре синтеза  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ , причем его склонность к окислению зависит от политипа SiC. Так, например, политип 6H-SiC начинает заметно окисляться при температуре  $T > 1000^\circ\text{C}$ , в то время как кубический политип 3C-SiC начинает взаимодействовать с кислородом только при температуре  $T > 1700^\circ\text{C}$  [20,21].

В связи с этим, а также с открытием нового дешевого и простого в реализации метода получения SiC на Si [22,23], в частности кубических политипов 3C-SiC, в настоящей работе исследуется возможность выращивания эпитаксиальных слоев  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  на этом материале.

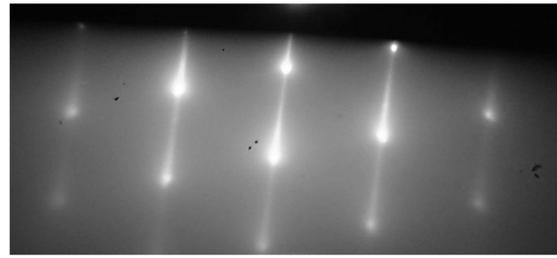
Карбид кремния на кремнии предлагается выращивать методом химического замещения атомов, что позволит получить низкодефектный эпитаксиальный слой SiC на Si, несмотря на значительную разницу в параметрах решеток SiC и Si [22,23]. Данный метод получения пленок карбида кремния на кремнии принципиально отличается от всех существующих в настоящее время способов и технологий выращивания монокристаллов, пленок и наноструктур. В его основе лежит идея замещения части атомов кремния атомами углерода внутри кремниевой подложки. Для реализации данного подхода в межузельную позицию решетки кремния предварительно внедряют атом углерода, а соседний с ней атом кремния удаляют, создавая кремниевую вакансию. При этом в приповерхностной области кремниевой решетки образуется ансамбль дилатационных диполей — устойчивых комплексов, состоящих из центров дилатации: атома углерода в межузельной позиции и кремниевой вакансии. В кристалле кубической симметрии эти два центра дилатации упруго взаимодействуют друг с другом. В частности, если дилатационные диполи расположены перпендикулярно плоскости (111) кремния, то они притягиваются друг к другу и практически вся дилатационная упругая энергия, возникшая из-за внедрения атома углерода и образования вакансии, релаксирует. Синтез подобного рода упругих диполей осуществляется при помощи химической реакции между кремнием и монооксидом углерода. Скорость данной химической реакции максимальна вдоль того направления, вдоль которого дилатационные диполи притягиваются, т.е. вдоль направления [111] подложки Si. После завершения процесса химического превращения механические диполи, выполнившие свою роль, распадаются на пленку

карбида кремния и поры под ее поверхностью. Ориентацию пленки при этом задает „старая“ кристаллическая структура исходной матрицы Si, а не только поверхность подложки, как это обычно реализуется в традиционных методиках выращивания пленок. Температура и давление газа выбираются так, чтобы процесс зарождения зародышей SiC и пор протекал одновременно и с одинаковой скоростью. Образование упругих диполей атом углерода–вакансия Si позволяет получать пленки карбида кремния высокого качества. Одним из важнейших свойств nano-SiC, синтезированных методом замещения атомов, является уникальная возможность выращивания не только кубического, но и ряда гексагональных поли-типов SiC [22,23].

## 2. Методика выращивания слоев $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на подложках SiC/Si и их структура

Для роста  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> использовались кремниевые подложки ориентации (111) с отклонением на 4° от базового направления в сторону направления [110] и без отклонения с предварительно осажденным буферным слоем карбида кремния. Синтез пленок SiC проводился в специально разработанной в ООО „НКТ“ установке синтеза SiC на Si [24]. Пленки SiC выращивались на поверхности высокоомного ( $\geq 1000 \Omega \cdot \text{cm}$ ) кремния марки КОФ. Температура в зоне синтеза была 1250°C, общее давление газовой смеси (CO + SiH<sub>4</sub>) составляло 80 Па, скорость потока газовой смеси 4 сссм, процент силана (SiH<sub>4</sub>) по потоку в смеси был равен 25%, время роста составляло 20 min. Выращенные пленки SiC были исследованы методом эллипсометрии и электронографии. На рис. 1 приведена типичная картина дифракции быстрых электронов (электронограмма) от поверхности (111) пленок SiC/Si в направлении [110], измеренная при помощи электронографа ЭПМ-100 при энергии электронов 50 keV. Точечные рефлексы данной электронограммы однозначно указывают на то, что на поверхности Si лежит эпитаксиальный слой SiC поли-типа 3C-SiC с выходящей на поверхность подложки плоскостью (111). Из электронограммы также следует, что пленки SiC являются эпитаксиальными, гладкими и не содержат двойников на поверхности. Из анализа эллипсометрического спектра данного образца на основе двухслойной модели, развитой в [25], следует, что толщина слоя SiC приблизительно равна 140 nm. Расчеты, проведенные с использованием эллипсометрической модели [25], показали, что эта пленка SiC содержит не превратившиеся в молекулы SiC атомы углерода и вакансии Si, связанные в упругие дилатационные диполи [22,23] (приблизительно 5% от общей плотности молекул SiC).

Структуры  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> выращивались методом HVPE по схеме, описываемой реакциями (1) и (2). Для эпитаксии



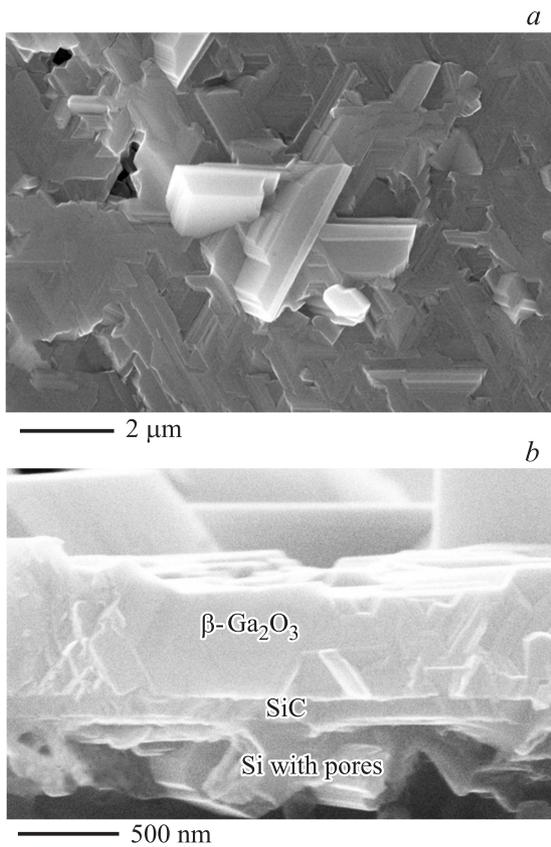
**Рис. 1.** Электронограмма на отражение от поверхности слоя SiC на Si ориентации (111), отклоненной на 4° от базового направления в сторону направления [110].

использовался реактор, разработанный ООО „Совершенные кристаллы“, температура в зоне осаждения составляла 1050°C. Хлорид галлия синтезировался непосредственно в зоне источника реактора при пропускании газообразного хлористого водорода (HCl 99.999%) над металлическим галлием (Ga 99.9999%). Выход реакции синтеза GaCl составлял более 80%. Необходимый для реакции образования оксида галлия кислород поступал из баллона с воздухом, очищенным от влаги и других примесей путем криогенного сжижения и последующего испарения. В результате получалась естественная газовая смесь, состоящая из 21% кислорода, 78% азота, 1% аргона и других инертных газов. Вода, углекислый газ и углеводороды вымораживались и присутствовали в следовых количествах.

Синтез оксида галлия проводился в условиях избыточного потока кислорода. Соотношение компонентов VI/III групп было в диапазоне от 2 до 8. Изменение этого соотношения достигалось путем изменения потока хлористого водорода через источник галлия от 0.1 до 0.4 slm при неизменном потоке воздуха 10 slm. В качестве газа-носителя использовался аргон высокой чистоты 99.998% (Аркал). Общий газовый поток через реактор составлял 10 slm. Скорость осаждения изменялась пропорционально потоку HCl через источник галлия и составляла от 70 до 250  $\mu\text{m/h}$ , время осаждения выбиралось из условия получения пленок толщиной 0.5–1  $\mu\text{m}$ . После окончания роста подложка охлаждалась в потоке аргона до комнатной температуры.

## 3. Анализ полученных образцов

Полученные образцы пленок оксида галлия на подложках SiC/Si исследовались методами электронографии, рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии и микрорамановской спектроскопии. На рис. 2 приведены микрофотографии скола и поверхности слоя  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, выращенного на подложке SiC/Si, полученные при помощи растрового электронного микроскопа (РЭМ). Толщина слоя  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, измеренная по микрофотографии скола, составляет  $\sim 1 \mu\text{m}$ , что соответствует скорости осаждения 250  $\mu\text{m/h}$ . На рис. 2



**Рис. 2.** РЭМ-изображения поверхности (а) и скола (b) образца SiC/Si со слоем  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ .

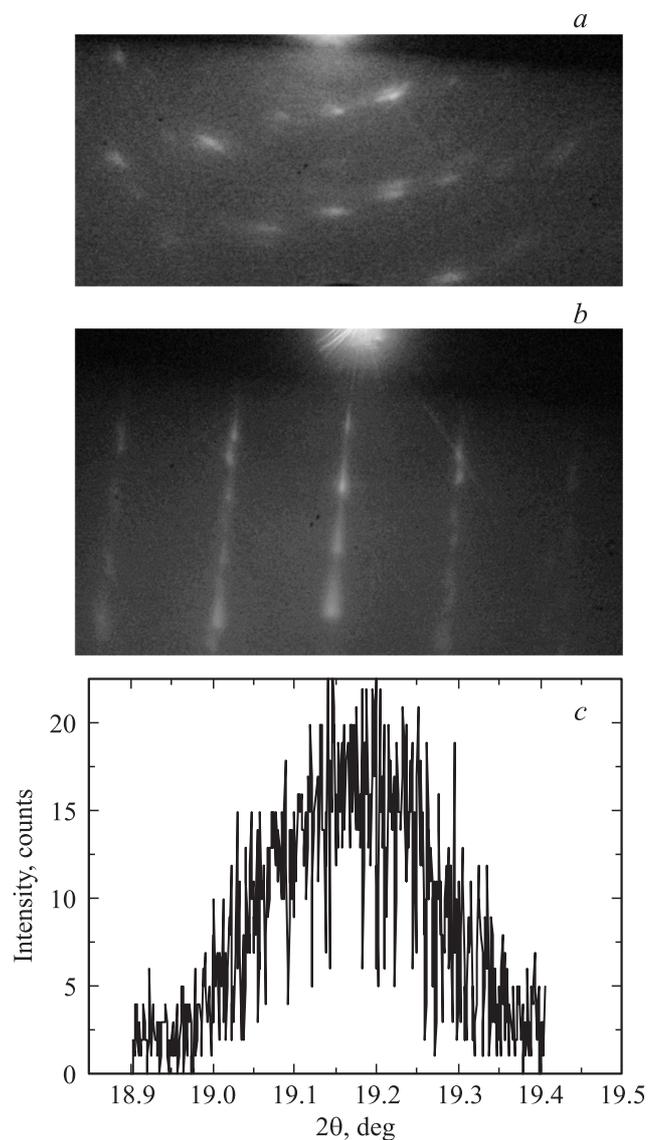
хорошо видны пленка SiC с порами в Si под ее поверхностью и крупноблочная структура пленки  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ .

Структурное качество слоев исследовалось при помощи рентгеновской дифракции и метода дифракции быстрых электронов. На рис. 3, а приведена типичная электронограмма с поверхности слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , выращенного на подложке SiC на Si, а на рис. 3, б — поверхности слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , выращенного на сапфире в одном процессе с образцом, электронограмма которого представлена на рис. 3, а. Как можно видеть из рис. 3, а, на поверхности слоя наблюдается текстура слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , близкая к эпитаксиальной с ориентацией  $(\bar{2}01)$ . Поликристаллическая фаза отсутствует. Аналогичная дифракционная картина от образца  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , выращенного на сапфире в одном процессе с образцом  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{SiC}/\text{Si}$ , приведена на рис. 3, б. Из этих данных видно, что на поверхности сапфира сформировалась эпитаксиальная пленка  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  с небольшим количеством двойников. Таким образом, при данных условиях роста и ориентации кремниевой пластины на сапфире сформировалась более совершенная структура слоя  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ , чем на подложке SiC/Si. И тем не менее впервые на кремнии был сформирован текстурированный близкий к эпитаксиальному слой  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ . Из дифракционной картины, приведенной на рис. 3, а, следует весьма важный вывод о необходимости роста

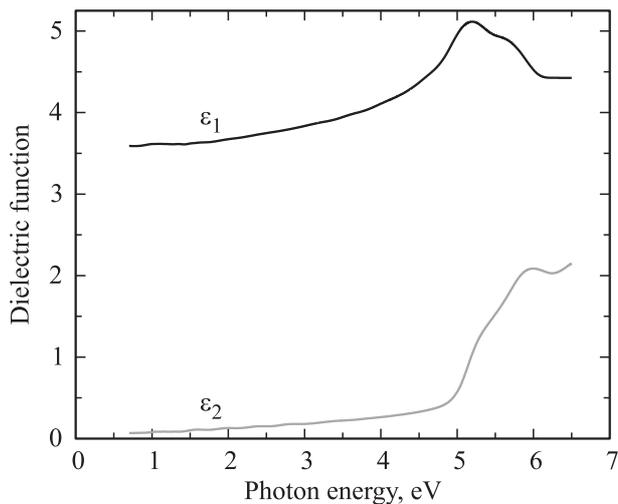
слоев  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  на nano-SiC, выращенном на подложках Si ориентации  $(\bar{2}01)$ , что и будет сделано в дальнейшем.

На рис. 3, с представлен в координатах  $\omega-2\theta$  рентгеновский дифракционный спектр для слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  на подложке SiC/Si. Хорошо виден пик в области  $\sim 19^\circ$ , который, как известно, относится к отражениям от семейства плоскостей  $\{\bar{2}01\}$   $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ .

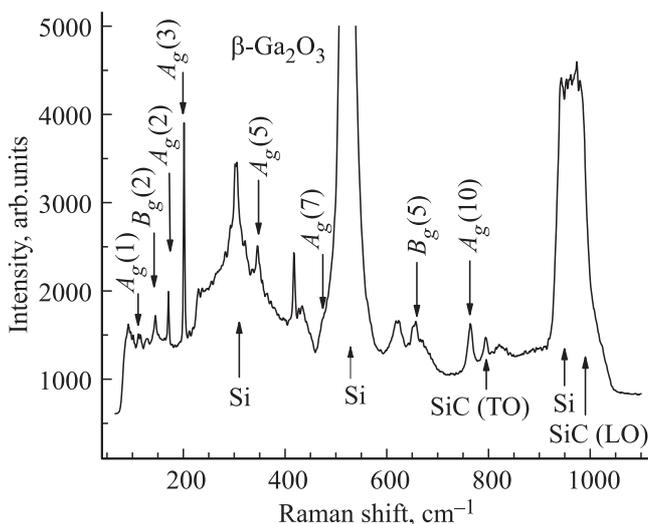
С помощью эллипсометра J.A. Woollam была измерена зависимость диэлектрической проницаемости образца  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{SiC}/\text{Si}$  от энергии фотонов в изотропном приближении. С помощью предварительно измеренной аналогичной зависимости диэлектрической проницаемости



**Рис. 3.** а) Электронограмма образца  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{SiC}/\text{Si}$ , полученная при помощи электронографа ЭПМ-100 при энергии электронов 50 keV. Хорошо видна текстура слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , близкая к эпитаксиальной с ориентацией  $(\bar{2}01)$ . Поликристаллическая фаза отсутствует. б) Электронограмма от образца  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , выращенного на сапфире в одном процессе с образцом  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{SiC}/\text{Si}$ . в) Рентгеновская дифрактограмма от слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{SiC}/\text{Si}$  в координатах  $\omega-2\theta$ .



**Рис. 4.** Зависимость вещественной  $\varepsilon_1$  и мнимой  $\varepsilon_2$  частей диэлектрической проницаемости эпитаксиального  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  от энергии фотонов в изотропном приближении.



**Рис. 5.** Типичный неполяризованный рамановский спектр образца  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{SiC}/\text{Si}$ , полученный при комнатной температуре.  $A_g$  и  $B_g$  — оптические моды, активные в рамановской области спектров. Моды SiC (TO), SiC (LO), а также моды Si полностью соответствуют рамановским модам пленки SiC на Si [22,25].

темплейта SiC/Si была построена простейшая однослойная эллипсоидальная модель, состоящая из основного изотропного слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  неизвестной толщины с неизвестными оптическими константами и подложки SiC/Si, с шероховатостью основного слоя и интерфейсным слоем между  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  и SiC/Si. Оптические константы основного слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  аппроксимировались сплайнами. Из наилучшего совпадения между теоретическими и экспериментальными данными по  $\varepsilon$  в рамках этой модели вычислялись изотропные оптические константы текстурированного слоя  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  и его толщина. Толщина оказалась равной  $1.03 \pm 0.03 \mu\text{m}$  при толщине

интерфейсного слоя  $\sim 30 \text{ nm}$ . Вычисленная зависимость вещественной и мнимой частей диэлектрической проницаемости от энергии фотонов приведена на рис. 4. Хорошо известно, что  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  не является строго прямозонным материалом. Однако отклонение запрещенной зоны в  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  от прямой незначительно [11]. Именно эта особенность запрещенной зоны соединения  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  видна из рис. 4, где отчетливо виден край поглощения  $\sim 4.9 \text{ eV}$  зоны  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . Плавное уменьшение  $\varepsilon_2$  до нуля при уменьшении энергии фотонов может быть объяснено несплошной структурой пленки  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , т. е. наличием пустот и полостей.

На рис. 5 приведен рамановский спектр образца  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{SiC}/\text{Si}$ . Спектр был получен при помощи конфокального рамановского микроскопа фирмы WiTec AlphaS (Германия). Как известно [26,27], монокристаллический  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  обладает моноклинной решеткой с пространственной группой симметрии  $C2/m$ . Теоретико-групповой анализ предсказывает [26] существование следующих центральных акустических и оптических мод в  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ :  $\Gamma_{\text{ac}} = A_u + 2B_u$  и  $\Gamma_{\text{opt}} = 10A_g + 4A_u + 5B_g + 8B_u$ , где точка  $\Gamma$  соответствует центру зоны Бриллюэна, в которой волновой вектор  $k = 0$  при всех операциях точечных групп преобразуется сам в себя,  $A_u$  и  $B_u$  — оптические моды, активные в инфракрасной области,  $A_g$  и  $B_g$  — оптические и акустические моды, активные в рамановской области спектров. Согласно [26,27], моды  $A_g$  и  $B_g$  в  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  можно классифицировать следующим образом: моды ниже  $200 \text{ cm}^{-1}$  связывают с колебаниями и смещениями тетраэдрических „цепей“ (лент), состоящих из атомов галлия и кислорода в атомной структуре  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ ; моды, лежащие в области  $\sim 480\text{--}310 \text{ cm}^{-1}$ , можно связать со средними деформационными колебаниями октаэдрического кластера  $\text{Ga}_2\text{O}_6$  в структуре ячейки  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ ; колебания в области частот  $\sim 770\text{--}500 \text{ cm}^{-1}$  описывают растягивающие и изгибные колебания кластера  $\text{GaO}_4$  в структуре ячейки  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . Полученный спектр пленки  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  практически полностью совпадает со спектром объемного кристалла  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ .

Отметим, что как в пленках  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , выращенных на сапфире [10], так и в пленках  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , выращенных на SiC/Si, фоннные линии сдвинуты в синюю область на  $1\text{--}4 \text{ cm}^{-1}$  относительно их положения в объемных кристаллах  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . Подобный „синий“ сдвиг может быть вызван сжимающими напряжениями в пленке  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}$  [27].

#### 4. Заключение

Таким образом, нами на кремниевой подложке с буферным слоем SiC толщиной порядка  $100 \text{ nm}$  методом HVPE выращена эпитаксиальная пленка широкозонного полупроводника  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . Пленки  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  выращивались при температуре  $1050^\circ\text{C}$  и были исследованы методами рентгеновской дифракции, растровой электронной

микроскопии, рамановской спектроскопии и методом электронографии на отражение. Исследования показали, что пленки  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> хорошо текстурированы (со структурой, близкой к эпитаксиальной), состоят из чистой  $\beta$ -фазы, имеющей ориентацию (201). Поликристаллическая фаза отсутствует. Таким образом, буферный слой SiC позволяет выращивать на кремниевых подложках слой Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ориентирует их и защищает подложку Si от химического взаимодействия с кислородом, парами воды и содержащими хлор соединениями. Это позволяет предположить, что данный способ выращивания слоев  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на Si открывает новые возможности для применения и новые пути синтеза такого широкозонного материала, как Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Авторы выражают глубокую благодарность И.П. Сошникову за помощь при получении РЭМ-микрофотографий образцов Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Работа выполнена при использовании оборудования Уникального стенда (УНО) „Физика, химия и механика кристаллов и тонких пленок“ ФГУП ИПМаш РАН.

## Список литературы

- [1] M. Higashiwaki, K. Sasaki, A. Kuramata, T. Masui, S. Yamakoshi. *Appl. Phys. Lett.* **100**, 013 504 (2012).
- [2] K. Sasaki, M. Higashiwaki, A. Kuramata, T. Masui, S. Yamakoshi. *J. Cryst. Growth* **378**, 591 (2013).
- [3] L. Kong, J. Ma, C. Luan, W. Mi, Y. Lv. *Thin Solid Films* **520**, 4270 (2012).
- [4] D. Gogova, G. Wagner, M. Baldini, M. Schmidbauer, K. Irmscher, R. Schewski, Z. Galazka, M. Albrecht, R. Fornari. *J. Cryst. Growth* **401**, 665 (2014).
- [5] G. Wagner, M. Baldini, D. Gogova, M. Schmidbauer, R. Schewski, M. Albrecht, Z. Galazka, D. Klimm, R. Fornari. *Phys. Status Solidi A* **211**, 27 (2014).
- [6] D.J. Comstock, J.W. Elam. *Chem. Mater.* **24**, 4011 (2012).
- [7] T. Matsumoto, M. Aoki, A. Kinoshita, T. Aono. *Jpn. J. Appl. Phys.* **13**, 1578 (1974).
- [8] Y. Oshima, E.G. Villora, K. Shimamura, E.G. Villora, K. Shimamura, K. Nomura. *J. Cryst. Growth* **410**, 53 (2015).
- [9] Y. Oshima, E.G. Villora, Y. Matsushita, S. Yamamoto, K. Shimamura. *J. Appl. Phys.* **118**, 085 301 (2015).
- [10] V.I. Nikolaev, A.I. Pechnikov, S.I. Stepanov, I.P. Nikitina, A.N. Smirnov, A.V. Chikiryaka, S.S. Sharofidinov, V.E. Bougrov, A.E. Romanov. *Mater. Sci. Semicond. Proc.* **47**, 16 (2016).
- [11] S.I. Stepanov, V.I. Nikolaev, V.E. Bougrov, A.E. Romanov. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **44**, 63 (2016).
- [12] S. Geller. *J. Chem. Phys.* **33**, 676 (1960).
- [13] A. Trinchi, W. Wlodarski, Y.X. Li. *Sensors Actuators B* **100**, 1–2, 94 (2004).
- [14] A. Trinchi, Y.X. Li, W. Wlodarski, S. Kaciulis, L. Pandolfi. *Proc. SPIE* **4936**, 327 (2002).
- [15] S.-H. Chang, Z.-Z. Chen, W. Huang, X.-C. Liu, B.-Y. Chen, Z.-Z. Li, E.-W. Shi. *Chin. Phys. B* **20**, 116 101 (2011).
- [16] K. Nomura, K. Gotob, R. Togashia, H. Murakami, Y. Kumagai, A. Kuramata, S. Yamakoshi, A. Koukitu. *J. Cryst. Growth* **405**, 19 (2014).
- [17] P. Vogt, O. Bierwagen. *Appl. Phys. Lett.* **106**, 081 910 (2015).
- [18] D.H. Kim, S.H. Yoo, T.-M. Chung, K.-S. An, H.-S. Yoo, Y. Kim. *Bull. Korean Chem. Soc.* **23**, 225 (2002).
- [19] S. Rafique, L. Han, C.A. Zorman, H. Zhao. *Cryst. Growth Desing* **16**, 511 (2016).
- [20] A. Hähnel, E. Pippel, J. Woltersdorf. *Cryst. Res. Technol.* **35**, 663 (2000).
- [21] Y. Hijikata, S. Yagi, H. Yaguchi, S. Yoshida. In: *Physics and technology of silicon carbide devices* / Ed. Y. Hijikata. (2012). P. 181–206.
- [22] S.A. Kukushkin, A.V. Osipov. *J. Phys. D* **47**, 313 001 (2014).
- [23] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов, Н.А. Феоктистов. *ФТТ* **56**, 1457 (2014).
- [24] С.Г. Жуков, С.А. Кукушкин, А.В. Лукьянов, А.В. Осипов, Н.А. Феоктистов. Патент № 130996. Приоритет от 26.02.2013.
- [25] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов. *ФТП* **47**, 1575 (2013).
- [26] Z. Sun, L.H. Yang, X.C. Shen, Z.H. Chen. *Chi. Sci. Bull.* **57**, 565 (2012).
- [27] R. Rao, A.M. Rao, B. Xu, J. Dong, S. Sharma, M.K. Sunkara. *J. Appl. Phys.* **98**, 094 312 (2005).