

## Анодные пленки Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Влияние термического отжига на свойства пленок

© В.М. Калыгина<sup>¶</sup>, А.Н. Зарубин, Е.П. Найден, В.А. Новиков, Ю.С. Петрова,  
О.П. Толбанов, А.В. Тяжев, Т.М. Яскевич

Сибирский физико-технический институт Томского национального исследовательского государственного университета, 634050 Томск, Россия

(Получена 20 июля 2011 г. Принята к печати 15 августа 2011 г.)

Исследовано влияние термического отжига и воздействия кислородной плазмы на электрические и диэлектрические характеристики пленок оксида галлия. Пленки Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> толщиной 200–300 нм получали анодированием пластин арсенида галлия *n*-типа проводимости с концентрацией доноров  $N_d = (1-2) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . После отжига при 900°C в течение 30 мин пленки оксида галлия содержат только  $\beta$ -фазу Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Изучено влияние времени воздействия кислородной плазмы до отжига на зарождение кристаллитов  $\beta$ -фазы с различной ориентацией. Установлено, что электропроводность пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> может управляться термическим отжигом и изменением времени обработки в кислородной плазме. Показано, что отклик структуры V/Ni–GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–V/Ni на выдыхаемую человеком смесь зависит от величины и знака потенциала на управляющем электроде.

### 1. Введение

Интенсивное изучение свойств  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы в пленках Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> началось с 90-х годов прошлого века. Оксид галлия вызывает большой интерес как новый материал, обладающий рядом интересных свойств, которые находят практическое использование. Тот факт, что Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> является полупроводником *n*-типа проводимости с высоким удельным сопротивлением ( $\rho \approx 10^{13} \text{ Ом} \cdot \text{см}$ ), с шириной запрещенной зоны  $E_g = 4.9 \text{ эВ}$ , дает возможность создавать на его основе газовые сенсоры, обладающие высокими стабильностью и быстродействием даже в условиях повышенной влажности, люминесцентные конденсаторы с широким набором длин волн. Использование пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в структурах металл–диэлектрик–полупроводник (МДП) на основе полупроводников сложного состава позволило снизить плотность поверхностных состояний на границе раздела GaAs(GaN)–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> до  $10^{11}–10^{12} \text{ эВ}^{-1} \cdot \text{см}^{-2}$  и реализовать режимы обогащения, обеднения, инверсии.

В данной работе приведены результаты исследований влияния термического отжига и обработки в кислородной плазме на электрические характеристики пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

### 2. Методика эксперимента

Пленки Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> толщиной 200–300 нм получали анодированием пластин арсенида галлия *n*-типа проводимости с концентрацией доноров  $N_d = (1-2) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . Технология получения пленок и методика измерения их электрических характеристик описаны в работе [1].

Для удаления побочных продуктов реакций, которые появляются в процессе подготовки подложки GaAs и анодирования, пленки оксида галлия отжигали в водороде при температуре 300°C в течение 10 мин.

Обработку пленок оксида галлия в кислородной плазме проводили на установке Plasmalab 80 Plus Oxford Instruments при 50 и 90°C в течение 10, 20, 30 и 50 мин. Методом рентгеновского дифракционного анализа (Shimadzu XRD-600) определяли структуру и фазовый состав анодных пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> до и после воздействий кислородной плазмы и термического отжига. Морфология поверхности пленок исследовалась с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) „Solver HV“.

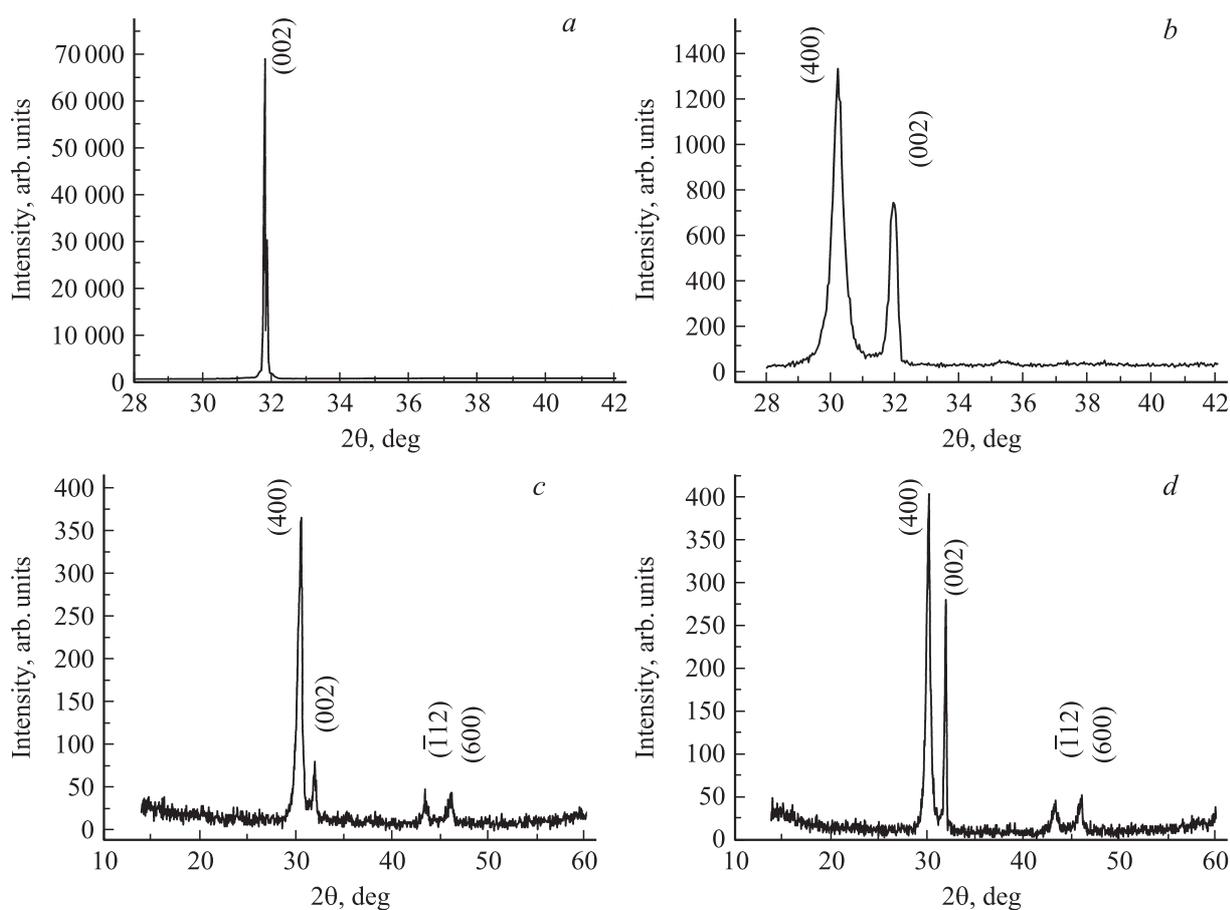
Термическая обработка пленок проводилась на установке УДО-3 в среде аргона при температурах 600 и 900°C в течение 30 мин.

### 3. Влияние режимов обработки на структуру и морфологию анодных пленок оксида галлия

Согласно данным рентгеновского дифракционного анализа (*X-ray diffraction*, XRD), в спектрах анодных пленок после обработки в водороде, но не подвергнутых высокотемпературному отжигу, имеется практически один пик при  $2\theta = 31.8^\circ$ . Это свидетельствует о том, что в выращенной анодной пленке после отжига в водороде обнаруживаются кристаллиты  $\beta$ -фазы Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с плоскостью (002). Согласно оценкам, объем  $\alpha$ -фазы составляет  $\sim 20\%$  от объема пленки, остальное —  $\beta$ -фаза Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис. 1, *a*). Однако пленки оксида галлия без термической обработки достаточно легко вступают во взаимодействие с кислотами, что подтверждает присутствие в них  $\alpha$ -фазы.

Анодные пленки Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> отжигали в аргоне в течение 30 мин при температурах 600 или 900°C. Предварительно пленки обрабатывали в кислородной плазме при 50°C в течение 10, 20, 30 и 50 мин. Пленки оксида галлия, подвергнутые отжигу при 600°C, растворялись в водном растворе соляной кислоты (HCl : H<sub>2</sub>O = 1 : 1),

<sup>¶</sup> E-mail: Kalygina@ngs.ru



**Рис. 1.** Спектры рентгеновской дифракции анодной пленки оксида галлия до и после отжига в аргоне (30 мин,  $900^\circ\text{C}$ ) при различных режимах воздействия кислородной плазмы: *a* — 20 мин без отжига в аргоне; *b* — 20 мин + отжиг в аргоне; *c* — 50 мин + отжиг в аргоне; *d* — отжиг в аргоне + 20 мин в кислородной плазме.

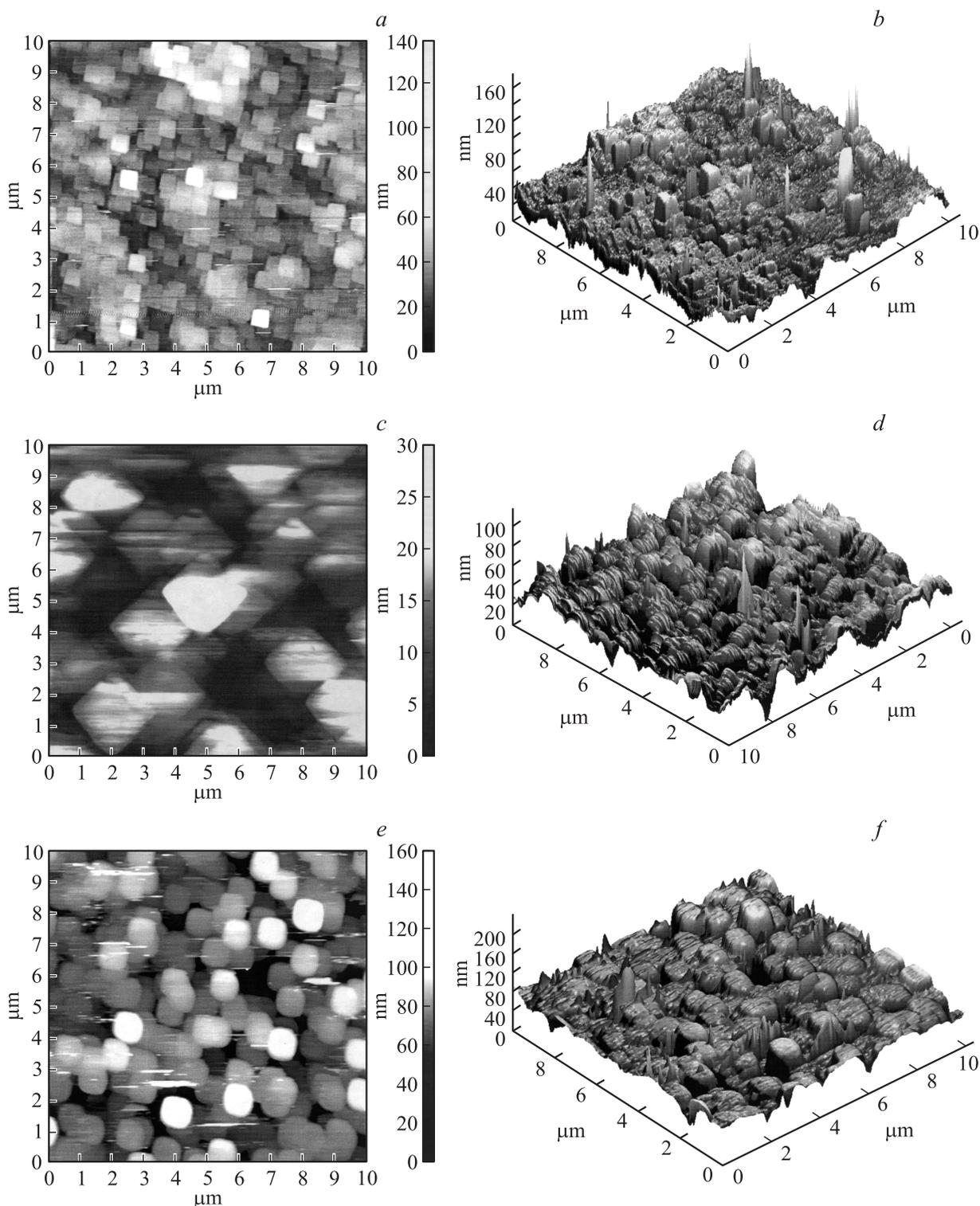
в то время как пленки, отожженные при  $900^\circ\text{C}$ , не реагировали с кислотами.

После отжига в аргоне при  $900^\circ\text{C}$  в течение 30 мин в XRD-спектрах наблюдается расширение пика, соответствующего плоскости (002). Кроме того появляется пик при  $2\theta = 30^\circ$ , который соответствует плоскости (400)  $\beta$ -фазы  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  (рис. 1, *b*). Перед отжигом пленки подвергали воздействию кислородной плазмы в течение 20 мин при  $50^\circ\text{C}$ . С увеличением времени обработки в кислородной плазме до 50 мин перед высокотемпературным отжигом при прочих равных условиях в XRD-спектрах наблюдаются пики при  $2\theta = 43$  и  $46^\circ$ , что означает появление новых кристаллитов  $\beta$ -фазы  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  с плоскостями (112) и (600) соответственно (рис. 1, *c*). Аналогичные кристаллиты зарождаются в пленке оксида галлия и в том случае, когда она подвергается воздействию кислородной плазмы только после отжига (рис. 1, *d*).

Исследования поверхности пленки с помощью АСМ показали, что после отжига пленки имеют поликристаллическую структуру. В таблице приведены линейные размеры зерен для каждого времени обработки и средняя шероховатость. Пленки без предварительной

обработки в кислородной плазме состоят из зерен, которые в плоскости подложки имеют форму квадратов со стороной 600–700 нм (рис. 2, *a*). Шероховатость пленок после отжига возрастает до 100–120 нм. Средняя площадь кристаллитов без обработки пленки в кислородной плазме перед отжигом составляет  $0.360 \mu\text{m}^2$ .

Площадь кристаллитов в пленке, подвергнутой перед отжигом воздействию кислородной плазмы в течение 10 мин, увеличилась до  $1.73 \mu\text{m}^2$ , а высота шероховатости — до 115 нм (см. таблицу). При воздействии кислородной плазмы в течение 20 и 30 мин размер кристаллитов (рис. 2, *b*) в основном увеличивается в плоскости подложки (возрастает площадь кристаллитов). Однако дальнейшее повышение времени обработки пленки в плазме приводит к изменению вида зерен, которые приобретают более округлую форму (рис. 2, *c*), уменьшается их средняя площадь при одновременном росте зерен в направлении, перпендикулярном подложке (см. таблицу). Таким образом, отжиг в аргоне анодных пленок  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  при высокой температуре с предварительной обработкой в кислородной плазме приводит к изменению размеров и формы зерен, появлению нового рельефа поверхности  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ .



**Рис. 2.** Двумерные (*a, c, e*) и трехмерные (*b, d, f*) изображения поверхности пленок оксида галлия, не подвергнутых (*a, b*) и подвергнутых перед отжигом в аргоне воздействию кислородной плазмы в течение 30 (*c, d*) и 50 мин (*e, f*).

Шероховатость поверхности пленок, размеры зерен и площади кристаллитов

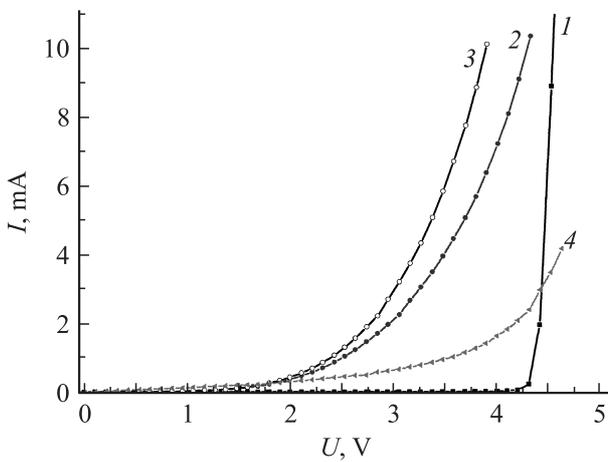
Время обработки в плазме кислорода, мин	0	10	20	30	50
Шероховатость, нм	100–120	115–130	80	45–60	120–130
Средний размер зерна, нм	600–700	1300	2000	2200	1000–1200
Средняя площадь кристаллитов, мкм <sup>2</sup>	0.36	1.73	4.00	4.84	1.12

Аналогичные изменения структуры пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, включая появление новых кристаллитов и увеличение размеров зерен, наблюдалось в работе [2] в результате отжига пленок при температурах ≥ 800°C.

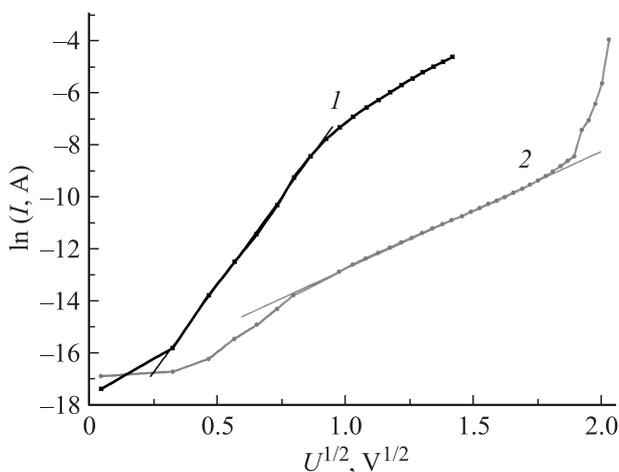
#### 4. Электрические характеристики пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Электрические характеристики анодных пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> без термического отжига описаны в работе [1].

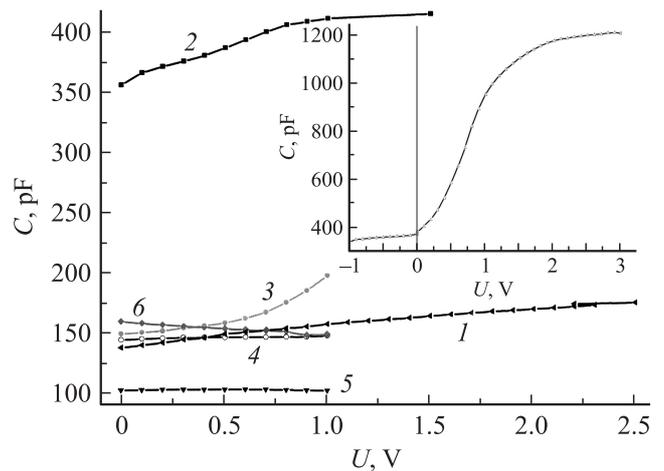
После отжига при 600 и 900°C электропроводность пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> увеличивалась, а напряжение, соответствующее резкому нарастанию тока, — напряжение пробоя ( $U_{dir}$ ), снижалось с 80–90 В для пленок без отжига до 4–6 В. Вольт-амперные характеристики (ВАХ)  $I(U)$



**Рис. 3.** Влияние обработки в кислородной плазме на прямые ВАХ структур GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–металл до или после отжига: 1 — без обработки, 2 — 20 мин перед отжигом, 3 — 50 мин перед отжигом, 4 — 20 мин после отжига.



**Рис. 4.** Прямая (1) и обратная (2) ВАХ в координатах  $\ln I$  от  $U^{1/2}$  структуры GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–металл с пленкой Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, подвергнутой отжигу в аргоне без предварительной обработки в кислородной плазме.



**Рис. 5.** Вольт-фарадные характеристики структур GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–металл с пленкой оксида галлия до и после отжига в аргоне и при разном воздействии кислородной плазмы. 1 — без отжига в аргоне, без кислородной плазмы; 2 — отжиг в аргоне, без кислородной плазмы; (3–6) — отжиг в аргоне, кислородная плазма до отжига в течение 10 (3), 20 (4), 30 (5), 50 мин (6). На вставке — ВФХ структуры после отжига в аргоне и последующей обработки в кислородной плазме.

структур V/Ni–GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–V/Ni становились несимметричными относительно полярности напряжения.

Прямые токи структур (+ на электроде к Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — управляющий электрод) с пленками, подвергнутыми обработке в кислородной плазме в течение 20 и 30 мин, после отжига возрастают с повышением напряжения сильнее по сравнению с образцами без предварительной обработки в кислородной плазме (рис. 3, кривые 1–3). Если образцы после отжига подвергнуть воздействию кислородной плазмы (20 мин, 50°C), то прямой ток снижался (рис. 3, кривая 4).

Аналогично поведению прямых токов воздействие кислородной плазмы на пленки после отжига приводило к повышению напряжения пробоя и снижению обратных токов (– на электроде к Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). В интервале напряжений, меньших  $U_{dir}$ , прямые и обратные вольт-амперные характеристики могут быть представлены отрезками прямых в координатах  $\ln I$  от  $U^{1/2}$  (рис. 4).

Из данных рис. 5 следует, что после высокотемпературного отжига емкость структур ( $C$ ) с пленкой оксида галлия, не подвергнутой воздействию кислородной плазмы, увеличилась в ~ 2.5 раза по сравнению со значениями  $C$  образцов без отжига (рис. 5, кривые 1 и 2).

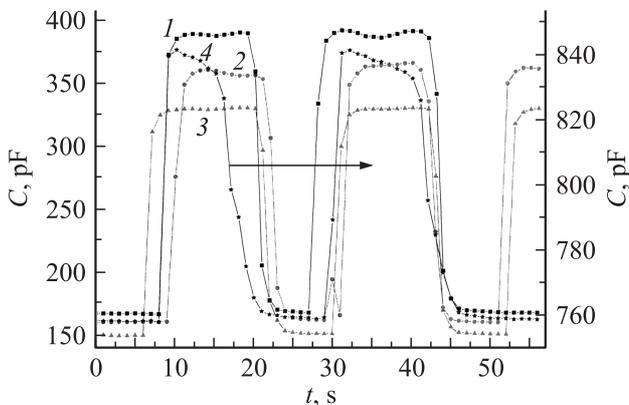
Влияние обработки в кислородной плазме на емкость образцов, отожженных при 900°C, противоположно изменениям  $C$  структур V/Ni–GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–V/Ni без термического отжига. В работе [1] показано, что емкость образцов без термического отжига увеличивается по мере повышения длительности воздействия кислородной плазмы. Независимо от режима обработ-

ки в кислородной плазме до отжига емкость структур V/Ni–GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–V/Ni после отжига при 900°С незначительно изменялась с повышением напряжения как при положительных, так и при отрицательных потенциалах на управляющем электроде (рис. 5, кривые 3–6). Однако, если пленки Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> обработать в кислородной плазме после отжига, то вольт-фарадные характеристики (ВФХ) становятся несимметричными относительно потенциала на управляющем электроде и емкость возрастает с увеличением положительного потенциала на управляющем электроде. На вставке к рис. 5 приведена ВФХ структуры V/Ni–GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–V/Ni с пленкой оксида галлия, обработанной в кислородной плазме после отжига.

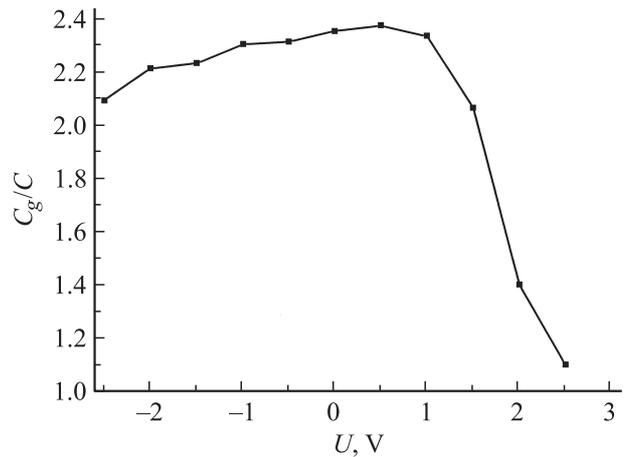
## 5. Влияние внешних воздействий на электрические характеристики пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Известно, что пленки Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> обладают чувствительностью к восстановительным и окислительным газам [3–12], поэтому в данной работе проводилась проверка возможной реакции слоев оксида галлия на выдыхаемую человеком газовую смесь. Установлено, что конденсаторные структуры с пленкой Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, не подвергнутой каким-либо обработкам, не обнаруживают заметных изменений емкости и токов под влиянием выдыхаемой смеси. Аналогичное поведение наблюдается для пленок, подвергнутых воздействию кислородной плазмы, но не прошедших высокотемпературный отжиг: изменения емкости конденсаторных структур практически при любых (использованных в данной работе) временах воздействия кислородной плазмы не превышали нескольких пФ (рис. 6, кривая 1) и не зависели от полярности и значений напряжения на структуре.

Более высокую чувствительность к выдыхаемой смеси обнаруживают пленки Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, подвергнутые воздей-



**Рис. 6.** Временные зависимости емкости структур GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–металл при воздействии выдыхаемой смеси. Потенциал на верхнем металлическом электроде:  $U = 0$  (1),  $-1.0$  (2),  $-2.5$  (3),  $+2.5$  В (4).



**Рис. 7.** Зависимость отношения максимальной емкости в атмосфере выдыхаемой смеси к емкости в воздушной среде от напряжения на управляющем электроде.

ствию кислородной плазмы после высокотемпературного отжига. Измерения, проведенные при температуре  $T = 290$  К, показали, что изменения емкости под влиянием выдыхаемой смеси зависят от знака потенциала на электроде и его величины. На рис. 6 показаны временные зависимости емкости  $C(t)$  при воздействии выдыхаемой смеси на структуру для случаев отрицательных ( $U = -0, -1$  и  $-2.5$  В) и положительного ( $U = 2.5$  В) потенциалов на управляющем электроде. Величина отклика, определяемая отношением емкости в атмосфере выдыхаемой смеси к емкости в воздушной среде ( $C_g/C$ ), остается практически постоянной в интервале  $-2.5 \leq U \leq +1.0$  В и резко снижается при  $U > +1.0$  В (рис. 7).

Времена отклика (время нарастания емкости до стационарного значения) составляют 1–2 с, а время снижения  $C$  до исходного значения после окончания газового импульса (время восстановления) равнялось 2–3 с при  $T = 290$  К.

Время отклика практически не зависит от смещения на структуре (рис. 6), тогда как время восстановления емкости до значений  $C$  без воздействия газовой смеси возрастает с увеличением положительного потенциала (рис. 6, кривая 4).

Аналогичный характер временных зависимостей отклика структур на выдыхаемую газовую смесь получен при измерении активной проводимости  $G$ .

## 6. Обсуждение результатов эксперимента

В работе [13] отмечается, что пленка оксида галлия, выращенная методом фотоэлектрохимического окисления на поверхности  $n$ -GaN, имеет аморфную структуру и в основном состоит из  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Согласно XRD-спектрам, полученным в наших экспериментах, анодные

пленки оксида галлия, не подвергнутые воздействию кислородной плазмы и термическому отжигу, имеют монокристаллическую структуру. Преимущественная ориентация кристаллитов — направление [002]. Монокристаллическая структура сохраняется после обработки пленок в кислородной плазме и термического отжига (рис. 2). Анализ полученных результатов показал, что параметры решетки соответствуют моноклинной структуре  $\beta$ -фазы Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

При увеличении времени обработки пленок в кислородной плазме до 50 мин перед высокотемпературным отжигом, а также в результате воздействия кислородной плазмы после отжига при 900°C появляются кристаллиты  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с ориентацией в направлениях [400], [112] и [600]. Считаем, что внедрение кислородных атомов в решетку Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> способствует образованию кристаллитов  $\beta$ -фазы с различными кристаллографическими плоскостями.

Рост токов структур V/Ni–GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–V/Ni после отжига связан с увеличением доли кристаллитов  $\beta$ -фазы, обладающей более высокой электропроводностью по сравнению с  $\alpha$ -фазой, если отжиг проводится в восстановительной среде [3]. Повышение длительности воздействия плазмы перед термическим отжигом, как было показано выше, увеличивает долю  $\beta$ -фазы в пленке и, следовательно, инициирует более сильный рост тока после отжига (рис. 3).

Кроме того, рост проводимости пленок после отжига объясняется резким повышением концентрации вакансий кислорода, которые в металлооксидных соединениях играют роль донорных центров. Таким образом, при термическом отжиге имеют место два эффекта: образование более проводящей  $\beta$ -фазы и диффузия атомов кислорода из пленки Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В результате проводимость пленок возрастает и снижается напряжение пробоя. Снижение токов структур V/Ni–GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–V/Ni после отжига с последующей обработкой пленок в кислородной плазме объясняется уменьшением концентрации кислородных вакансий.

Предполагается, что увеличение тока с повышением напряжения в пленках Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> определяется эффектами в объеме кристаллитов. Анализ прямых и обратных ВАХ показал, что после отжига зависимость тока от напряжения изображается прямой в координатах  $\ln I$  от  $U^{1/2}$  в интервале 0.3–3.6 В для прямых токов и 0.8–3.3 В для обратных. Гораздо хуже получается результат при попытке представить данные в координатах  $\ln I/U$  от  $U^{1/2}$  (координаты Пула–Френкеля). Одним из предполагаемых эффектов может быть повышение прыжковой проводимости поляронов малого радиуса в сильных электрических полях [14]. Так как в Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> велика ионная составляющая связи, а подвижность носителей заряда низкая, предположение о полярном механизме проводимости вполне справедливо.

В работе [15] отмечается, что в оксиде Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ионы кислорода обеспечивают наибольший вклад в поляризуемость кристаллов. Они локализованы в искаженной

гексагональной плотно упакованной решетке  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Несколько более высокая диэлектрическая проницаемость  $\epsilon$   $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> по сравнению с  $\epsilon$   $\beta$ -фазы, возможно, связана с более высоким координационным числом атомов галлия в решетке  $\alpha$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Повышение емкости структур после отжига с пленкой Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> без обработки в кислородной плазме по сравнению с емкостью образцов без отжига (рис. 5, кривые 1, 2), возможно, связано с уменьшением толщины пленки за счет увеличения ее плотности в результате отжига. В работе [13] показано, что после отжига пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при высоких температурах, 600–1000°C, их плотность увеличивается, а толщина снижается от 140 до 40 нм. Предположение об уменьшении толщины пленки оксида галлия после отжига при высокой температуре подтверждается изменением вида вольт-фарадных характеристик: симметричная относительно полярности напряжения на управляющем электроде ВФХ становится асимметричной после обработки в кислородной плазме отожженных пленок (см. вставку на рис. 5).

Изменение ВФХ структур V/Ni–GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–V/Ni в результате воздействия кислородной плазмы после отжига связано с уменьшением числа кислородных вакансий в более тонкой пленке оксида галлия (уточнение пленки при отжиге) и увеличением напряжения пробоя. В итоге образцы с пленкой Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> без обработки в плазме после отжига, имеющие симметричную вольт-фарадную характеристику относительно знака потенциала на управляющем электроде (ВФХ конденсаторного типа), приобретают зависимость  $C(U)$ , характерную для МДП структур.

Снижение емкости структур с пленкой, обработанной в кислородной плазме перед отжигом, объясняется выходом атомов кислорода из Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> во время отжига. При этом длительность обработки пленок в кислородной плазме в интервале от 10 до 50 мин незначительно влияет на значения емкости после отжига (рис. 5, кривые 3–6).

Так как электрод V/Ni не обладает каталитическими свойствами и при толщине 150 нм вряд ли проникаем для молекул выдыхаемой газовой смеси, то в настоящее время можно лишь предположить, что изменение свойств пленок происходит по периметру контакта на расстоянии диффузионной длины. Для более конкретного обсуждения этих результатов нужны дополнительные исследования.

## 7. Заключение

Исследовано влияние термического отжига и обработки в кислородной плазме на электрические характеристики пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Установлено влияние времени воздействия кислородной плазмы перед отжигом на зарождение кристаллитов  $\beta$ -фазы с различной ориентацией. Показана возможность управления электропроводностью пленок Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при

варьировании времени обработки в кислородной плазме и термического отжига.

Получены данные о влиянии величины и знака потенциала на управляющем электроде на значения и временные характеристики изменений емкости структур V/Ni–GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–V/Ni под влиянием выдыхаемой газовой смеси.

Работа выполнена в рамках проекта № 2.1.2/12752 „Научные основы создания элементов функциональной электроники на основе многослойных наноструктур и наноструктурных пленок сложных полупроводников“ и в рамках ФЦП ГК № 16.513.11.3068 и ФЦП ГК № 14.740.11.1425.

## Список литературы

- [1] В.М. Калыгина, А.Н. Зарубин, В.А. Новиков, Ю.С. Петрова, О.П. Толбанов, А.В. Тяжев, Т.М. Яскевич. ФТП, **45**, 1130 (2011).
- [2] J.H. Kim, K.H. Yoon. J. Mater. Sci: Mater. Electron., **20**, 879 (2009).
- [3] Y. Nakano, T. Jumbo. Appl. Phys. Lett., **82**, 218 (2003).
- [4] C. Baban, Y. Toyoda, M. Ogita. J. Optoelectron. and Advanced Mater., **7** (2), 891 (2005).
- [5] T. Schwebel, M. Fleischer, H. Meixner. Sensors Actuators B: Chemical, **65**, 176 (2000).
- [6] Z. Liu, T. Yamazaki, Y. Shen, T. Kikuta, N. Nakatani, Y. Li. Sensors Actuators B: Chemical, **129**, 666 (2008).
- [7] J.-T. Yan, C.-T. Lee. Sensors Actuators B: Chemical, **143**, 192 (2009).
- [8] J.-T. Yan, C.-T. Lee. Sensors Actuators B: Chemical, **147**, 723 (2010).
- [9] M. Batic, C.-I. Baban, H. Suzuki, M. Ogita, M. Isai. J. Amer. Ceramic Soc. **90**, 2879 (2007).
- [10] Y. Li, A. Trinchi, W. Wlodarski, K. Galatsis, K. Kalantar-zadeh. Sensors Actuators B: Chemical, **93**, 431 (2003).
- [11] M. Fleischer. Measurement Sci. Technol., **19**, 042 001 (2008).
- [12] Z. Li, B. Zhao, P. Liu, Y. Zang. Microelectron. Eng., **85**, 1618 (2008); Microelectron. Eng. **87**, 690 (2010).
- [13] C.T. Lee, H.W. Chen, F.T. Hwang, H.Y. Lee. J. Electron Mater., **34**, 282 (2005).
- [14] В.И. Гаман, В.И. Косинцев, В.М. Калыгина. Изв. вузов. Физика, № 6, 18 (1987).
- [15] H. He, R. Orlando, M.A. Blanco, R. Pandey. Phys. Rev. B, **74**, 195 123 (2006).

Редактор Л.В. Шаронова

## Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> films formed by electrochemical oxidation. Influence of annealing on film properties

V.M. Kalygina, A.N. Zarubin, Ye.P. Nayden,  
V.A. Novikov, Y.S. Petrova, O.P. Tolbanov,  
A.V. Tyahzev, T.M. Yaskevich

V.D. Kuznetsov Siberian Physical-Technical Institute  
at Tomsk State University,  
634050 Tomsk, Russia

**Abstract** It is investigated the effect of thermal annealing and exposure to oxygen plasma on electrical and dielectric properties of gallium oxide films. The Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> films with thickness of 200–300 nm were obtained by anodization of gallium arsenide wafers of *n*-type conductivity with donor concentration  $N_d = (1-2) \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ . After annealing at 900°C for 30 min, the gallium oxide films contain only  $\beta$ -phase of Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. It is studied the influence of exposure time to oxygen plasma before annealing on the nucleation of  $\beta$ -phase crystallites with different orientation. It is found that the electrical conductivity of the films can be controlled by changing Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> processing time in oxygen plasma and thermal annealing. It is shown that the response of the structure V/Ni–GaAs–Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–V/Ni on exhaled mixture depends on the magnitude and sign of the potential at the control electrode.