

Фотоэлектрические характеристики структур металл—Ga₂O₃—GaAs

© В.М. Калыгина[¶], В.В. Вишникина, Ю.С. Петрова, И.А. Прудаев, Т.М. Яскевич

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
634050 Томск, Россия

(Получена 27 марта 2014 г. Принята к печати 28 апреля 2014 г.)

Исследовано влияние термического отжига в аргоне и воздействие кислородной плазмы на фотоэлектрические свойства структур GaAs—Ga₂O₃—Me. Пленки оксида галлия получали фотостимулированным электрохимическим окислением эпитаксиальных слоев арсенида галлия *n*-типа проводимости. После нанесения оксидные пленки были аморфными, но обработка в кислородной плазме приводила к зарождению кристаллитов β -Ga₂O₃. Пленки, не подвергнутые термическому отжигу, оказываются непрозрачными в видимом и УФ диапазонах, а в структурах на основе таких пленок отсутствует фототок. После отжига при 900°C в течение 30 мин пленки оксида галлия содержат только кристаллиты Ga₂O₃ β -фазы и становятся прозрачными. При освещении Ga₂O₃—GaAs-структур в видимом диапазоне появляется фототок. Эффект можно объяснить поглощением излучения в GaAs. Величина фототока и его зависимость от напряжения определяются временем экспозиции в кислородной плазме. В УФ диапазоне чувствительность структур возрастает с уменьшением длины волны излучения, начиная с $\lambda \leq 230$ нм. Это связано с поглощением в пленке Ga₂O₃. Уменьшение чувствительности структур с увеличением длительности воздействия кислородной плазмы может быть за счет введения дефектов как на границе Ga₂O₃—GaAs, так и в пленке Ga₂O₃.

1. Введение

Оксид галлия Ga₂O₃ относится к большой группе металлооксидных соединений, получивших широкое применение в электронном и оптоэлектронном приборостроении. Ga₂O₃ может находиться в любой из пяти фаз (α , β , γ , δ , ϵ), но научный и практический интерес представляют α - и β -фазы. В сочетании со слоями Al₂O₃ либо CdGaO пленки оксида галлия наносят в качестве подзатворного диэлектрика при разработке транзисторов с низкими токами утечки и меньшими значениями порогового напряжения [1,2].

Чистые или легированные пленки β -Ga₂O₃ используются в качестве прозрачных проводящих электродов, для разработки газовых сенсоров, люминофоров, обнаруживают фотолюминесценцию, катодолюминесценцию и электролюминесценцию в зависимости от методики получения и легирующей примеси [3]. Большая ширина запрещенной зоны оксида галлия ($E_g = 4.6\text{--}5.4$ эВ) делает его перспективным для использования в оптоэлектронных устройствах в диапазоне коротких длин волн [4–7].

Электрические и оптические характеристики пленок оксида галлия зависят от методики получения и последующих технологических обработок [8–13]. Одним из эффективных способов управления свойствами оксидных пленок является термический отжиг и обработка пленок в кислородной плазме [12–14]. Варьируя температуру и атмосферу отжига, можно целенаправленно изменять их оптические характеристики. Показано, что при повышении температуры отжига в интервале 600–1200°C максимальный фототок при 10 В смещался с 250 до 210 нм [15]. Отжиг пленок Ga₂O₃, нанесенных ВЧ

магнетронным распылением, в диапазоне 400–900°C сопровождался снижением чувствительности в интервале 230–500 нм [16]. Так как наибольшее уменьшение чувствительности наблюдалось для $\lambda \geq 290$ нм, после отжига при 900°C отношение фототока при $\lambda = 230$ нм к току при $\lambda = 350$ нм составляло $6 \cdot 10^3$. Это говорит о том, что и после отжига УФ детекторы на основе пленок Ga₂O₃ остаются солнечно-слепыми.

Анализ опубликованных к настоящему моменту результатов показал, что актуальной задачей является изучение оптических свойств пленок оксида галлия и фотоэлектрических характеристик структур на их основе с целью расширения возможности их применения в оптоэлектронных устройствах. В данной работе приведены результаты исследований влияния термического отжига и обработки в кислородной плазме на фотоэлектрические характеристики структур *n*-GaAs—анодный окисел—Ga₂O₃—Me (МДП-структуры).

2. Методика эксперимента

Пленки Ga_xO_y получали фотостимулированным (лампа накаливания, мощность 95 Вт) электрохимическим окислением эпитаксиальных слоев GaAs с концентрацией доноров $N_d = 8.9 \cdot 10^{15}$ см⁻³, выращенных в направлении [100] на подложках арсенида галлия с концентрацией электронов $n_0 \approx 10^{18}$ см⁻³. Толщина эпитаксиального слоя составляла 1.2–2.0 мкм. Перед анодированием полупроводниковые подложки подвергали химической очистке с целью удаления естественного оксида и различных загрязнений.

Очистка GaAs включала несколько операций. Платину полупроводника кипятили в толуоле в течение 10–15 мин и помещали в смесь моноэтаноламина и

[¶] E-mail: Kalygina@ngs.ru

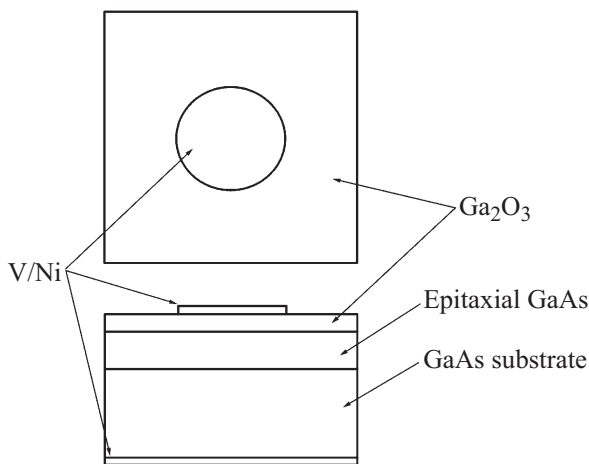


Рис. 1. Схематическое изображение структуры металл– Ga_2O_3 – GaAs .

диметилформамида в соотношении 1 : 1, кипятили 3 мин. После охлаждения раствора до 45°C кассету с пластиной погружали в стакан с диметилформаимидом (ДМФА) и кипятили одну минуту, с последующим охлаждением на водяной бане. Для удаления ДМФА с поверхности полупроводника пластину промывали деионизованной водой и на 3 мин помещали в раствор соляной кислоты $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O} = 1:1$, затем снова промывали водой. Последний этап — сушка в парах ацетона.

Пленки оксида галлия толщиной 200–300 нм выращивали на поверхности эпитаксиального GaAs методом электрохимического окисления (анодирования). В качестве электролита использовали водный раствор аммония лимонно-кислого двузамещенного (0.5%) [12]. Такие пленки могут содержать примеси в виде гидридов и оксидов мышьяка, а также посторонние атомы и молекулы, которые образуются в процессе химической очистки и анодирования. Для удаления побочных продуктов реакций пластины GaAs с нанесенной оксидной пленкой отжигали в водороде в течение 10 мин при температуре 300°C .

После отжига в водороде подложку арсенида галлия с анодной пленкой делили на несколько частей. Одну часть не подвергали отжигу и воздействию кислородной плазмы, а остальные части пластины отжигали 30 мин в аргоне (проточная система) при 900°C . До или после отжига пленки оксида галлия обрабатывали в кислородной плазме при давлении 3 Па и температуре 50°C либо 90°C в течение 0, 10, 20, 30 и 50 мин. Обработка пленок оксида галлия проводилась на установке Plasmalab 80 Plus Oxford Instruments. Методом рентгеновского дифракционного анализа (Shimadzu XRD-600) определяли структуру и фазовый состав анодных пленок до и после воздействий кислородной плазмы и термического отжига.

Морфология поверхности пленок исследовалась с помощью АСМ „Solver HV“.

Для измерения электрических и фотоэлектрических характеристик структур на поверхность оксида галлия и тыльную сторону GaAs напыляли никелевые электроды с подслоем ванадия (30 нм — V и 120 нм — Ni) (рис. 1). Площадь верхнего металлического электрода к пленке Ga_2O_3 (затвор) составляла 1.04 мм^2 . Тыловой контакт был сплошным.

Исследования влияния излучения на прямые и обратные токи структур в видимом диапазоне проводили в интервале длин волн 380–700 нм, используя лампу накаливания. Средняя оптическая мощность P на образце составляла 168 мкВт. Образцы освещали со стороны оксидной пленки. Для более детального анализа поведения МДП-структур в видимом диапазоне измеряли прямые и обратные токи при воздействии излучения на длине волны 405 нм при нескольких значениях оптической мощности P . Измерения вольт-амперных характеристик (темновых и при освещении) проводились с помощью измерительного комплекса на основе Keithley 2636A и лазерного диода Nichia NDV4642VFR.

Спектральные зависимости тока короткого замыкания в УФ диапазоне исследовали с помощью монохроматора МДР-3, используя в качестве источника излучения дейтериевую лампу (D-2000 Deuterium, Ocean Optics).

3. Результаты эксперимента

Согласно данным рентгеновского дифракционного анализа, анодные пленки оксида галлия после получения оказываются аморфными, обнаруживают плохую адгезию к подложке, легко растворяются в слабых растворах кислот и щелочей [12,17].

После обработки в кислородной плазме в течение 20 мин и отжига в аргоне при 900°C (30 мин) в XRD спектрах появляется четко выраженный пик, который соответствует кристаллитам β -фазы Ga_2O_3 с ориентацией [002] и меньшие по амплитудам рефлексы, соответствующие кристаллитам [311], а также кристаллитам, ориентированным в направлениях [201], $[-311]$ и [600] β - Ga_2O_3 .

Повышение длительности воздействия кислородной плазмы перед отжигом до 50 мин приводит к появлению дополнительных пиков в XRD спектрах, что соответствует новым кристаллитам в пленке Ga_2O_3 [12]. Аналогичные XRD спектры с большим количеством рефлексов получали и в том случае, когда пленка Ga_2O_3 подвергалась обработке в кислородной плазме только после высокотемпературного отжига.

Исследование поверхности пленки с помощью АСМ показало, что пленки оксида галлия только после отжига имеют поликристаллическую структуру. Средний размер кристаллитов, ориентированных в одном направлении, возрастает с увеличением времени обработки Ga_2O_3 в кислородной плазме, шероховатость поверхности увеличивается в несколько раз [12].

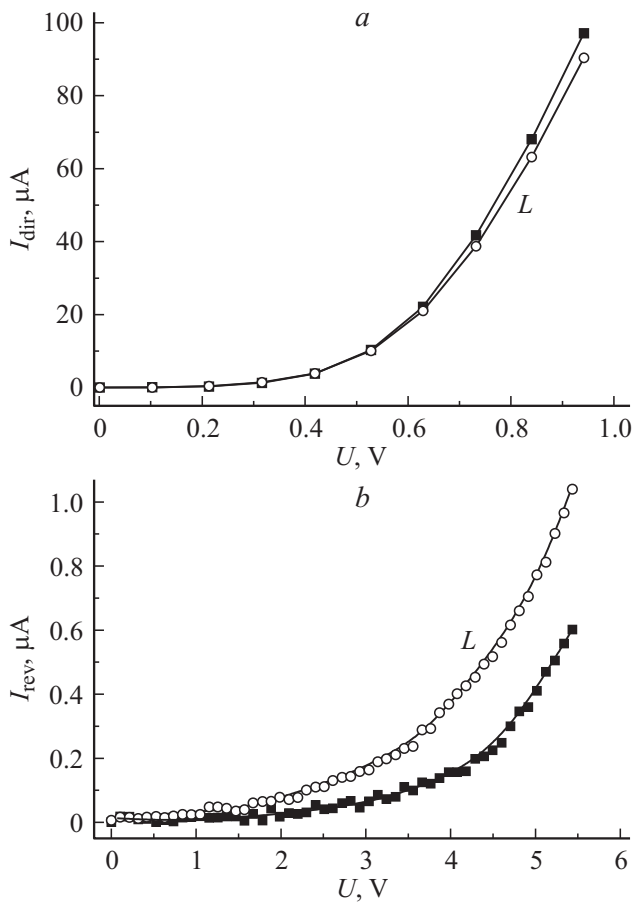


Рис. 2. Прямые (а) и обратные (b) ВАХ темновые и при освещении (L) светом в видимом диапазоне.

Ранее было показано, что вольт-амперные (ВАХ), вольт-фарадные (ВФХ) и вольт-сименсные характеристики (ВСХ) МДП-структур с анодной пленкой оксида галлия, не подвергнутой отжигу при 900°C, слабо зависят от знака и величины потенциала на затворе [17]. Обработка пленок Ga₂O₃ в кислородной плазме существенно не изменяет вид исследованных зависимостей, но приводит к повышению диэлектрической проницаемости оксидной пленки. Анализ показывает, что при использованной методике изготовления исследованные образцы можно считать структурами конденсаторного типа.

При освещении светом в видимом диапазоне практически отсутствуют изменения прямого тока (рис. 2, а); обратный ток незначительно увеличивается при оптической мощности $P = 168$ мкВт (рис. 2, b).

После отжига при 900°C ВАХ, ВФХ и ВСХ становятся несимметричными [18]. При освещении от лампы накаливания со стороны Ga₂O₃ фотоотклик наблюдается только для образцов после высокотемпературного отжига. На рис. 3 показаны темновые токи и токи в присутствии освещения при прямых и обратных потенциалах на затворе.

Напряжение холостого хода увеличивалось с 0.34 В без обработки пленок Ga₂O₃ в кислородной плазме

до 0.84 В, когда длительность воздействия плазмы повышали до 50 мин. Ток короткого замыкания оказывается максимальным после обработки пленок Ga₂O₃ в течение 20–30 мин (рис. 4).

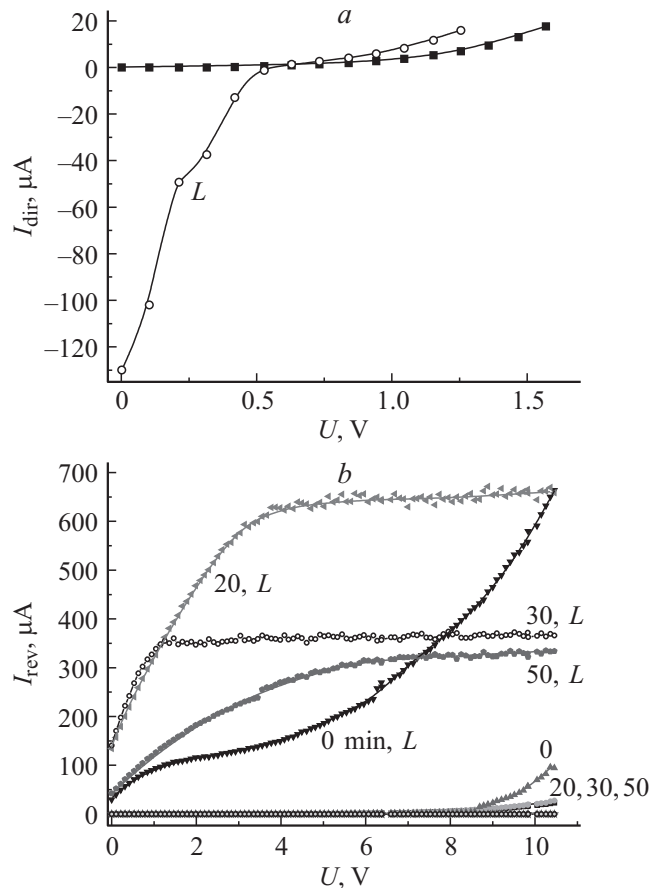


Рис. 3. а — зависимость от напряжения темнового тока и тока во время освещения (L) при положительных потенциалах на затворе. б — зависимость от напряжения обратных токов без и при освещении (L); время обработки Ga₂O₃ в кислородной плазме указано на рисунке.

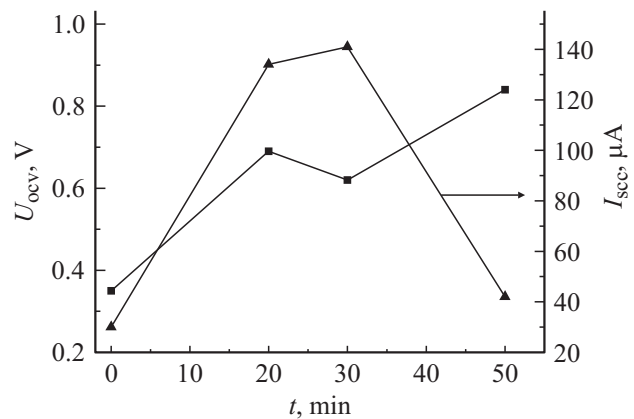


Рис. 4. Зависимость напряжения холостого хода и тока короткого замыкания от времени воздействия кислородной плазмы.

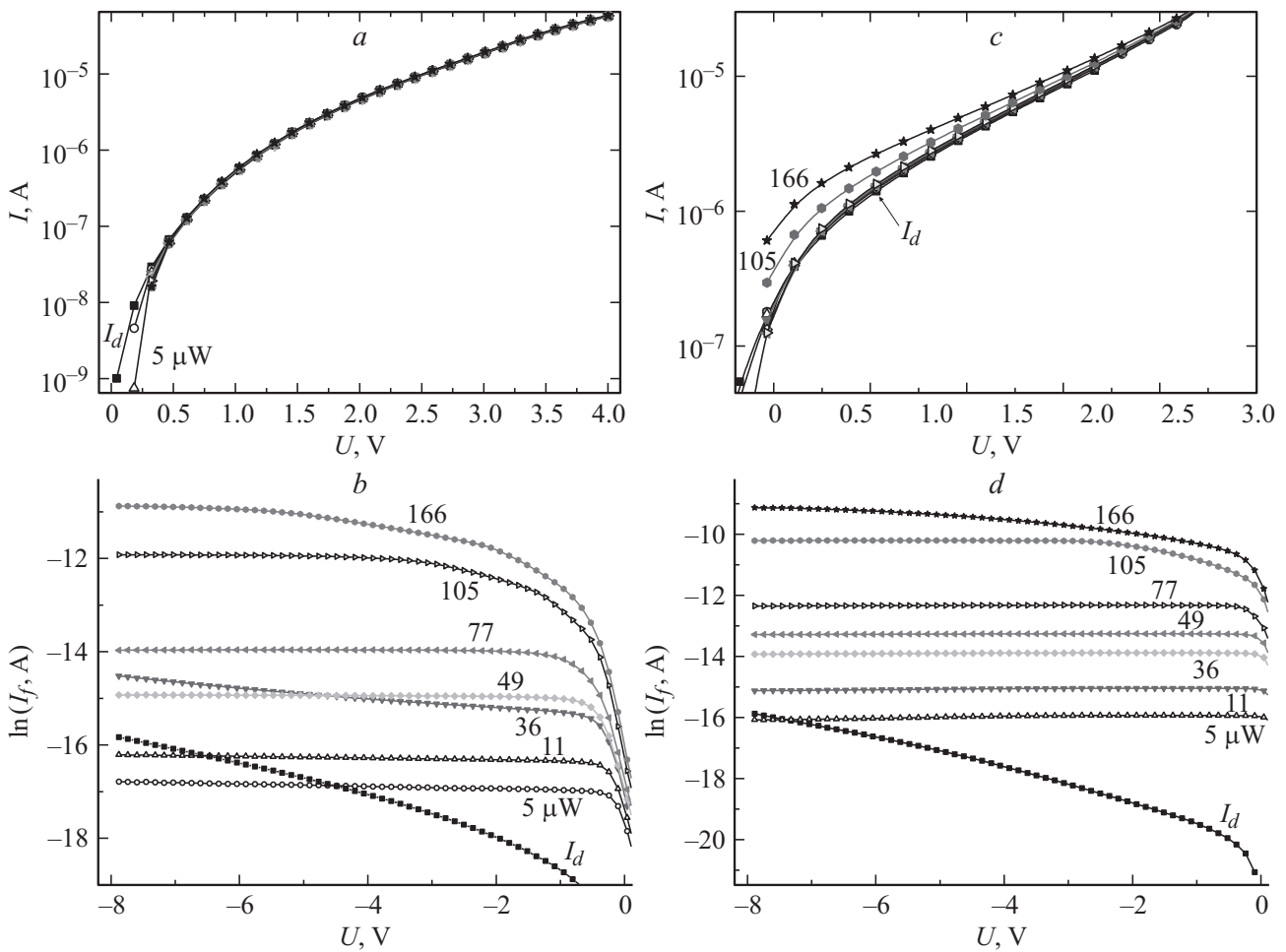


Рис. 5. Токи при положительных (*a, c*) и отрицательных (*b, d*) потенциалах на затворе без (*a, b*) и после обработки оксидной пленки в кислородной плазме 20 мин (*c, d*).

С повышением оптической мощности излучения с $\lambda = 405$ нм фототок возрастает, но его значения зависят от длительности обработки оксидной пленки в кислородной плазме (рис. 5). При фиксированном значении P фототок больше для структур, подвергнутых воздействию плазмы в течение 20 мин (рис. 5, *b* и *d*). С увеличением времени обработки пленки Ga₂O₃ в кислородной плазме до 50 мин фототок снижается. Полученные данные не противоречат результатам, полученным при влиянии света с длинами волн 380–700 нм (рис. 3, *b*).

При положительных потенциалах на затворе токи снижаются для образцов без обработки оксидной пленки в кислородной плазме (рис. 5, *a*). Если перед отжигом пленки Ga₂O₃ обработать в кислородной плазме, то при освещении наблюдался рост прямых токов практически при всех значениях P , начиная с напряжения 0.6 В (рис. 5, *c*).

Ток короткого замыкания (I_{sc}) и напряжение холостого хода (U_{nlv}) быстро нарастают при низких значениях P (≤ 20 мкВт) и стремятся к насыщению при дальнейшем увеличении оптической мощности (рис. 6). Данные

рис. 6 коррелируют с вышепредставленными результатами. Зависимость фототока от мощности определяется временем обработки образцов в кислородной плазме и значением отрицательного потенциала на затворе (рис. 7).

По аналогии с поведением образцов в видимом диапазоне не обнаружено влияния УФ излучения на структуры *n*-GaAs–анодный окисел–Ga₂O₃–Me без отжига оксидной пленки при 900°C. После отжига чувствительность структур S в УФ-диапазоне постепенно снижается с уменьшением длины волны до $\lambda \approx 230$ –240 нм, а затем возрастает (рис. 8). Характер кривых не зависит от режима обработки оксидных пленок. Снижение S в интервале 240–400 нм сменяется заметным увеличением спектральной чувствительности с уменьшением длины волны. Наибольшие значения S на фиксированной длине волны наблюдаются для структур с пленкой оксида галлия, подвергнутой воздействию кислородной плазмы в течение 20 мин перед отжигом, что соответствует поведению ВАХ структур в видимом диапазоне (рис. 3, *b*).

4. Обсуждение результатов

Изменение электрических и оптических характеристик структур металл–Ga₂O₃–*n*-GaAs в результате отжига пленок оксида галлия при 900°C в аргоне и воз-

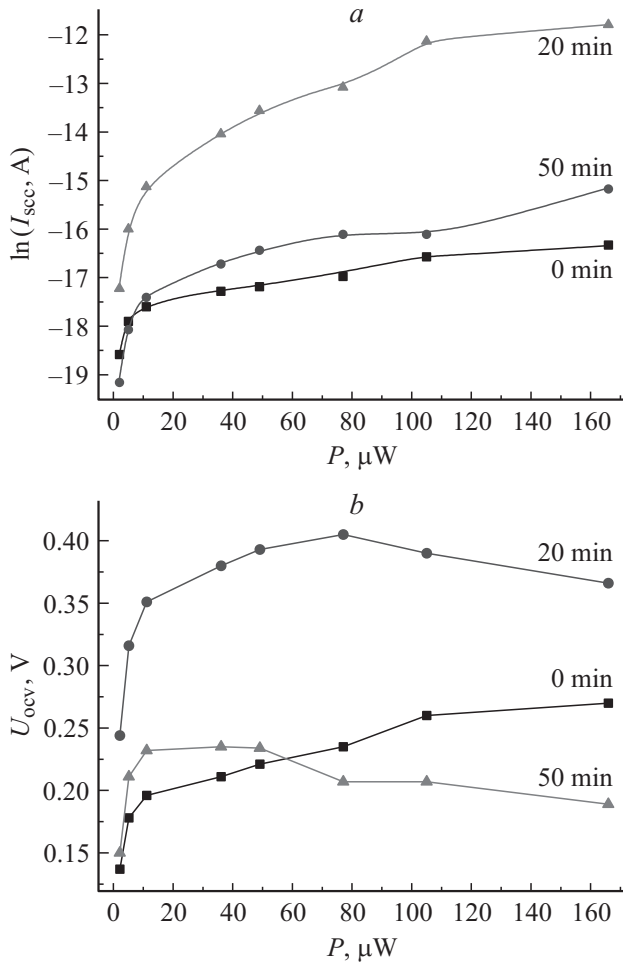


Рис. 6. Зависимость тока короткого замыкания (а) и напряжения холостого хода (б) от оптической мощности.

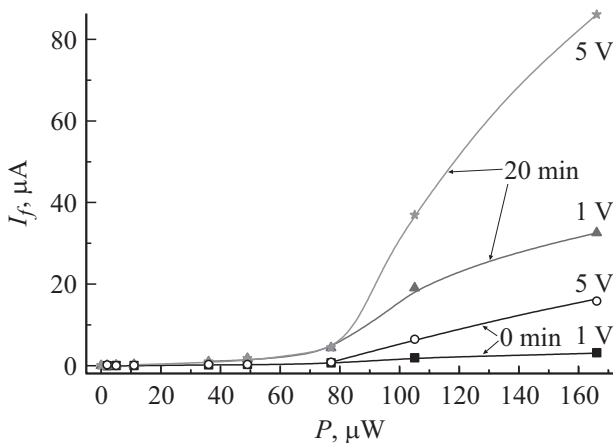


Рис. 7. Зависимость фототока структур без (0 мин) и после обработки в кислородной плазме (20 мин) при отрицательных смещениях 1 и 5 В на затворе.

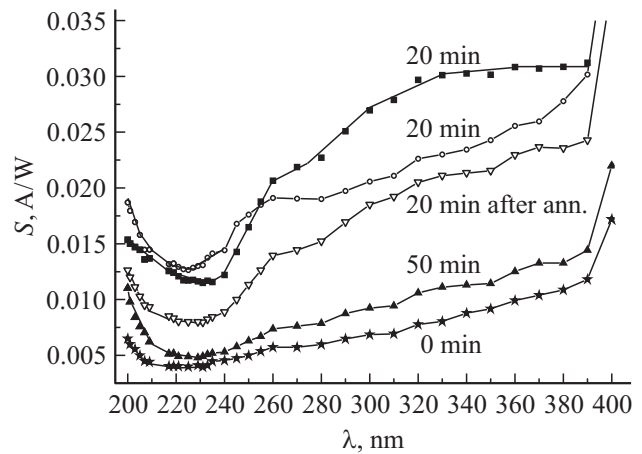


Рис. 8. Спектральная чувствительность структур Ga₂O₃–*n*-GaAs с пленкой оксида галлия после отжига при 900°C (30 мин) и воздействия кислородной плазмы.

действия кислородной плазмы обусловлено переходом α -Ga₂O₃ в β -фазу.

В соответствии с данными работы [5] предполагается, что воздействие кислородной плазмы способствует образованию кристаллитов β -фазы Ga₂O₃ с различной ориентацией.

С учетом ширины запрещенных зон Ga₂O₃ и GaAs отсутствие фотоотклика в видимом диапазоне структур, не подвергнутых отжигу при 900°C, объясняется непрозрачностью аморфной пленки оксида галлия. После отжига в аргоне оксидная пленка становится поликристаллической β -Ga₂O₃ и прозрачной для видимого света. В интервале 380–700 нм фотоотклик МДП-структур после отжига вызван генерацией электронно-дырочных пар как в пределах области пространственного заряда (ОПЗ), так и в объеме GaAs на расстоянии 2–3 диффузионных длин от ОПЗ. Способность пленок Ga₂O₃ пропускать свет видимого диапазона зависит от длительности воздействия кислородной плазмы. Максимальной прозрачностью обладают пленки после обработки в кислородной плазме в течение 20 мин (рис. 3, б).

Анализ спектров рентгеновской дифракции и картин АСМ изображений показал, что воздействие кислородной плазмы приводит к изменению структуры анодных пленок оксида галлия [12]. В результате в видимом диапазоне усиливается поглощение света в пленке Ga₂O₃ за счет оптических переходов с участием дефектов в запрещенной зоне и, как следствие, уменьшается доля поглощенной оптической мощности в GaAs.

Максимальные значения напряжения холостого хода U_{ocv} получены для образцов с пленкой Ga₂O₃, обработанной в кислородной плазме в течение 20 мин (рис. 6, б). В большей части интервала оптических мощностей U_{ocv} почти в 2 раза превышает напряжения холостого хода структур без обработки в кислородной плазме. Более высокие значения U_{ocv} получены для структур с меньшими обратными токами, что соответ-

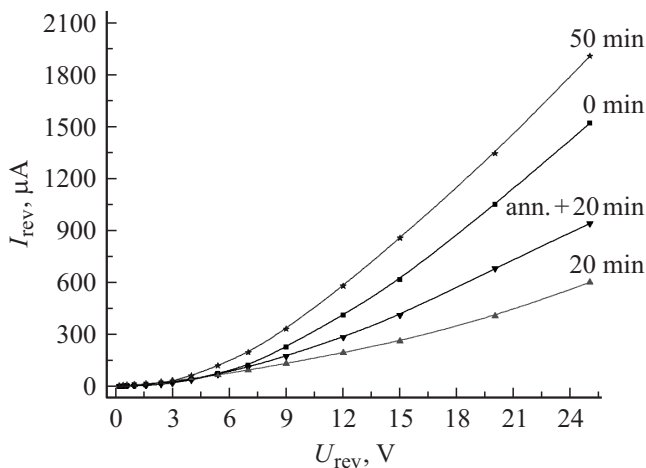


Рис. 9. Обратные ВАХ структур после воздействия кислородной плазмы в течение 0, 20 и 50 мин перед отжигом и 20 мин после отжига.

ствует формуле

$$U_{ocv} = \frac{kT}{e} \ln \left(\frac{I_f}{I_d} + 1 \right), \quad (1)$$

где I_d — темновой ток структуры, k — постоянная Больцмана, T — абсолютная температура, e — заряд электрона, и подтверждается данными рис. 9. В свою очередь меньшие обратные токи структур Ga_2O_3-GaAs , обработанных в кислородной плазме, можно объяснить снижением на 1–2 порядка концентрации электронов в эпитаксиальной пленке арсенида галлия [20].

Прямые темновые токи при низких смещениях обусловлены термоэлектронной эмиссией из полупроводника в диэлектрик с последующими переходами в металл. В присутствии света видимого диапазона в арсениде галлия генерируются электронно-дырочные пары и возникает встречный поток электронов больше темнового, который определяет ток короткого замыкания и напряжение холостого хода.

Повышение прямого тока при освещении в структурах после обработки оксидной пленки в кислородной плазме (рис. 5, с) объясняется фоторезистивным эффектом в арсениде галлия за счет наличия высокоомного участка вблизи границы $GaAs-Ga_2O_3$. Более низкая концентрация электронов в $GaAs$ объясняет увеличение интервала положительных потенциалов, в котором наблюдаются изменения токов под влиянием освещения в структурах после обработки в кислородной плазме (20 мин).

В коротковолновой части видимого диапазона снижается спектральная чувствительность арсенида галлия и уменьшается пропускание пленок Ga_2O_3 , как отмечается в работах [8–10]. В результате чувствительность структур $GaAs-Ga_2O_3$ снижается и достигает минимального значения при $\lambda = 230-240$ нм. С учетом известных значений ширины запрещенной зоны Ga_2O_3 можно предположить, что рост S при $\lambda < 240$ нм связан

с увеличением тока за счет поглощения в пленке оксида галлия. Усиление поглощения со снижением длины волны наблюдалось в работе [14] для пленок оксида галлия, нанесенных методом пиролиза на кварцевые и сапфировые подложки.

Снижение чувствительности S при повышении длительности воздействия кислородной плазмы до 50 мин, вероятно, связано с появлением дефектов как на границе $GaAs-Ga_2O_3$, так и в объеме оксидной пленки. Другой причиной уменьшения S может быть увеличение толщины оксидной пленки за счет взаимодействия кислородных атомов с компонентами полупроводника.

5. Заключение

Исследовано влияние термического отжига в аргоне ($900^\circ C$, 30 мин) и обработки в кислородной плазме на фотоэлектрические характеристики структур $GaAs-Ga_2O_3-Me$ с пленкой оксида галлия, полученной электрохимическим окислением, при воздействии излучения в видимом и УФ диапазонах. Анализ результатов позволяет сделать следующие выводы.

1. Анодные пленки оксида галлия, не подвергнутые отжигу, не прозрачны для видимого и УФ-излучения, что объясняет отсутствие фототока в исследованных структурах.

2. Отжиг при $900^\circ C$ резко увеличивает прозрачность пленок и обуславливает появление фототока в МДП-структурах.

3. Изменение прямых и обратных ВАХ в видимом диапазоне определяется поглощением света в $GaAs$.

4. Величина фототока и его зависимость от напряжения определяются временем воздействия кислородной плазмы, что связано с изменением фазового состава оксидной пленки и появлением дефектов в арсениде галлия.

5. Чувствительность в УФ-диапазоне снижается вплоть до 230 нм и возрастает при дальнейшем уменьшении длины волны, что объясняется преимущественным поглощением излучения в пленке оксида галлия.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки, проект № 1206.

Список литературы

- [1] R. Droopad, M. Passlack, N. England, K. Rajagopalan, J. Brokwa, A. Kummel. *Microelectron. Eng.*, **80**, 138 (2005).
- [2] O. Seok, W. Ahn, Y-S. Kim, M-W. Ha, M-K. Han. <http://www.intechopen.com/books/semiconductor-technologies/gan-based-metal-oxide-semiconductor-devices>
- [3] S.K. Gupta, J. Sinh, J. Akhtar. <http://www.intechopen.com/books/physics-and-technology-of-silicon-carbide-devices/materials-and-processing-for-gate-dielectrics-on-silicon-carbide-sic-surface>
- [4] S. Nakagomi, T. Moto, S. Takahashi, Y. Kokubun. *Appl. Phys. Lett.*, **103**, 072 105 (2013).

- [5] T. Oshima, T. Okuno, N. Arai, N. Suzuki, S. Ohira, S. Fujita. Appl. Phys. Express, **1**, 011 202 (2008).
- [6] R. Suzuki, S. Nakagomi, Y. Kokubun, N. Arai, S. Ohira. Appl. Phys. Lett., **94**, 222 102 (2009).
- [7] Y. Kokubun, K. Miura, F. Endo, S. Nakagomi. Appl. Phys. Lett., **90**, 031 912 (2007).
- [8] F.K. Shan, G.X. Liu, G.H. Lee, I.S. Kim, B.C. Shin. J. Appl. Phys., **98**, 023 504 (2005).
- [9] Y. Zhang, J. Yan, Q. Li, C. Qu, L. Zhang, T. Li. Physica B, **3079** (2011).
- [10] L. Kong, J. Ma, C. Luan, W. Mi, Y. Lv. Thin Solid Films, **520**, 4270 (2012).
- [11] S-A. Lee, J-Y. Hwang, J-P. Kim, S-Y. Jeon, C-R. Cho. Appl. Phys. Lett., **89**, 182 906 (2006).
- [12] В.М. Калыгина, А.Н. Зарубин, Е.П. Найден, В.А. Новиков, Ю.С. Петрова, О.П. Толбанов, А.В. Тяжев, Т.М. Яскевич. ФТП, **46** (2), 278 (2012).
- [13] В.М. Калыгина, А.Н. Зарубин, В.А. Новиков, Ю.С. Петрова, О.П. Толбанов, А.В. Тяжев, С.Ю. Цупий, Т.М. Яскевич. ФТП, **47** (5), 598 (2013).
- [14] Т.М. Яскевич, Д.Л. Будницкий, В.М. Калыгина, Н.И. Кожина, И.А. Прудаев, И.М. Егорова. Изв. вузов. Физика, **56** (8/3), 153 (2013).
- [15] Y. Kokubun, K. Miura, F. Endo, S. Nakagomi. Appl. Phys. Lett., **90**, 031 912 (2007).
- [16] S.-T. Su, W.Y. Weng, C.J. Chiu, S.J. Chang. National Cheng Kung University. [http://ir.lib.ncku.edu.tw/retrieve/104641/Effect+of+Thermal+Annealing+on+Ga₂O₃-Based+Solar-Blind+Photodetectors+Prepared+by+RF+Sputter_Abstract.pdf](http://ir.lib.ncku.edu.tw/retrieve/104641/Effect+of+Thermal+Annealing+on+Ga2O3-Based+Solar-Blind+Photodetectors+Prepared+by+RF+Sputter_Abstract.pdf)
- [17] В.М. Калыгина, А.Н. Зарубин, Е.П. Найден, В.А. Новиков, Ю.С. Петрова, М.С. Скакунов, О.П. Толбанов, А.В. Тяжев, Т.М. Яскевич. ФТП, **45** (8), 1130 (2011).
- [18] В.М. Калыгина, К.И. Валиев, А.Н. Зарубин, Ю.С. Петрова, О.П. Толбанов, А.В. Тяжев, Т.М. Яскевич. ФТП, **46** (8), 1027 (2012).
- [19] J. Hao, M. Cocivera. J. Appl. Phys. D: Appl. Phys., **35**, 433 (2002).
- [20] В.М. Калыгина, В.В. Вишниккина, А.Н. Зарубин, Ю.С. Петрова, М.С. Скакунов, О.П. Толбанов, А.В. Тяжев, Т.М. Яскевич. Изв. вузов. Физика, **56** (9), 11 (2013).

Редактор Т.А. Полянская

Photoelectrical characteristics of metal–Ga₂O₃–GaAs structures

V.M. Kalygina, V.V. Vishnikina, Yu.S. Petrova, I.A. Prudaev, T.M. Yaskевич

National Research Tomsk State University, 634050 Tomsk, Russia

Abstract Influence of the thermal annealing in argon and oxide plasma effect on photoelectrical properties of GaAs–Ga₂O₃–Me structures have been investigated. Gallium oxide films were formed by photo stimulated electrochemical oxidation of epitaxial gallium arsenide layers of *n*-type conductivity. As grown oxide films were amorphous but exposure to oxygen plasma results to nucleation of β -Ga₂O₃ crystallites. The films without thermal annealing are not transparent in visible and UV ranges and photocurrent is absent in the structures containing of such oxide films. After annealing in at 900°C for 30 min, the gallium oxide films contain only β -Ga₂O₃ crystallites and become transparent. Photocurrent appears in Ga₂O₃–GaAs structures when they are lighted up in visible range. This effect may be explain by radiation absorption in GaAs. The photocurrent value and its dependence on voltage are defined by exposure to oxygen plasma time. In UV diapason the structures sensitivity rises with decreasing of radiation wavelength beginning $\lambda \leq 230$ nm. It is associated with absorption of radiation in Ga₂O₃ film. The reduction of structures sensitivity with increase of duration of exposure to oxygen plasma may be due to introduction of defect sites on Ga₂O₃–GaAs interface as in Ga₂O₃ film.