CC BY

http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2026-24-5-15-23

УДК 539.234, 621.793

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА РЕЗИСТИВНЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК ОКСИДА ВАНАДИЯ

А. И. ЗАНЬКО[1], Д. А. КОТОВ[2], Я. А. СОЛОВЬЁВ[1], К. Т. ЛОГУНОВ[2], О. М. ЧЕРНАУСИК[2], Н. С. КОВАЛЬЧУК[1]

[1]ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ» (Минск, Республика Беларусь)
[2]Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (Минск, Республика Беларусь)

Аннотация. Исследовано влияние условий термообработки (отжига) в диапазоне 200–400 °С на удельное электрическое сопротивление, температурный коэффициент сопротивления, фазовый состав и структуру пленок оксида ванадия толщиной (100 ± 5) нм, нанесенных на окисленные кремниевые подложки методом импульсного магнетронного распыления. Установлено, что отжиг пленок при 200–275 °С в среде N_2 или O_2 позволяет формировать пленки с линейной зависимостью удельного сопротивления от температуры в интервале от 0,4 до 1,6 Ом·см с температурным коэффициентом сопротивления от –1,7 до –2,0 %/°С. Такие пленки могут быть использованы в микроболометрах с рабочим диапазоном температур 25–85 °С. Отжиг пленок при 400 °С в среде O_2 приводит к гистерезисной зависимости их удельного сопротивления от температуры в интервале от 0,9 до 2,9 Ом·см при абсолютной величине температурного коэффициента сопротивления 3,2–3,4 %/°С. Исследованные резистивные свойства определяются наличием и количественным соотношением кристаллических фаз VO_2, V_2O_5 и VO_x, образующихся в процессе отжига.

Ключевые слова: оксид ванадия, импульсное реактивное магнетронное распыление, отжиг, удельное сопротивление, температурный коэффициент сопротивления.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Благодарность. Авторы благодарят проф. В. Е. Борисенко и канд. физ.-мат. наук Л. А. Власукову за полезное обсуждение и критические замечания по статье.

Для цитирования. Влияние термообработки на резистивные и структурные свойства пленок оксида ванадия / А. И. Занько [и др.] // Доклады БГУИР. 2026. Т. 24, № 5. С. 15–23. http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2026-24-5-15-23.

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE RESISTIVE AND STRUCTURAL PROPERTIES OF VANADIUM OXIDE FILMS

ANDREI ZANKA[1], DMITRY KOTOV[2], JAROSLAV SOLOVJOV[1], KONSTANTIN LOGUNOV[2], OLGA CHARNAVUSIK[2], NATALIA KOVALCHUK[1]

[1]JSC "INTEGRAL" – Manager Holding Company "INTEGRAL" (Minsk, Republic of Belarus)
[2]Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (Minsk, Republic of Belarus)

Abstract. The effect of heat treatment (annealing) conditions in the range of 200–400 °C on the electrical resistivity, temperature coefficient of resistance, phase composition and structure of vanadium oxide films with a thickness of (100 ± 5) nm deposited on oxidized silicon substrates by pulsed magnetron sputtering has been studied. It has been found that annealing films at 200–275 °C in an environment of N_2 or O_2 makes it possible to form films with a linear dependence of resistivity on temperature in the range from 0.4 to 1.6 Ohm·cm with a temperature coefficient of resistance from –1.7 to –2.0 %/°C. Such films can be used in microbolometers with an operating temperature range of 25–85 °C. Annealing of films at 400 °C in an O_2 medium leads to a hysteresis dependence of their resistivity on temperature in the range from 0.9 to 2.9 Ohm·cm, with an absolute value of the temperature coefficient of resistance of 3.2–3.4 %/°C. The studied resistive properties are determined by the presence and quantitative ratio of the crystalline phases VO_2, V_2O_5, and VO_x formed during annealing.

Keywords: vanadium oxide, pulsed reactive magnetron sputtering, annealing, resistivity, temperature coefficient of resistance.

Conflict of interests. The authors declare that there is no conflict of interests.

Gratitude. The authors acknowledge Professor V. E. Borisenko and Cand. of Sci. (Phys. and Math.) L. A. Vlasukova for a useful discussion and critical comments on the paper.

For citation. Zanka A., Kotov D., Solovjov Ja., Logunov K., Charnavusik O., Kovalchuk N. (2026) Effect of Heat Treatment on the Resistive and Structural Properties of Vanadium Oxide Films. *Doklady BGUIR*. 24 (5), 15–23. http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2026-24-5-15-23 (in Russian).

Введение

Оксид ванадия, обладая удельным электрическим сопротивлением ρ от 0,1 до 10,0 Ом·см при комнатной температуре и отрицательным температурным коэффициентом сопротивления (ТКС) в диапазоне от –2 до –3 %/°С, является перспективным материалом и используется в виде пленок в инфракрасных болометрических системах [1, 2]. Такие пленки могут быть получены различными методами, включая термическое окисление металлических пленок ванадия [3], импульсное лазерное осаждение [4], золь-гель-технологию [5], ионно-лучевое распыление [6] и магнетронное распыление [7]. Среди этих методов магнетронное распыление выделяется высокой скоростью нанесения материала, воспроизводимостью параметров пленок и возможностью их формирования при относительно низких температурах. Эти преимущества делают ванадий предпочтительным для создания микроэлектромеханических систем и интегральных схем на основе кремниевых комплементарных структур металл/оксид/полупроводник (КМОП-технология) [8].

Современные модификации метода магнетронного распыления [9] позволяют получать тонкие пленки металлов, оксидов, нитридов и сложных керамических материалов с заданными свойствами в рамках классической технологии изготовления интегральных микросхем. Ванадий в соединении с кислородом способен образовывать несколько фазовых состояний, каждое из которых характеризуется различными кристаллографическими, магнитными, оптическими и электрическими свойствами [10]. При условии регулирования фазового и структурного составов пленки оксида ванадия возможно целенаправленное управление его электрофизическими характеристиками, такими как ТКС и ρ. По опубликованным данным, пленки оксида ванадия, полученные методом магнетронного распыления при температурах, близких к комнатной, демонстрируют ТКС при абсолютной величине более 2 %/°С [11–13]. Однако в процессе производства болометрических датчиков после нанесения пленки оксида ванадия проводится еще ряд термообработок, что из-за низкой термостабильности оксидов ванадия приводит к кристаллизации и дальнейшему окислению материала пленок и, соответственно, к неконтролируемому изменению их электрических характеристик. Для стабилизации требуемых свойств оксида ванадия возможно использовать их отжиг при 200–600 °С [14–16], однако закономерности происходящих при этом фазовых и структурных изменений остаются малоизученными.

В статье представлены результаты исследования влияния условий формирования пленок оксида ванадия магнетронным распылением и режимов отжига на электрофизические и структурно-фазовые свойства полученных пленок. Определены оптимальные условия отжига пленок оксида ванадия для использования в качестве термочувствительных элементов микроболометров.

Методика проведения эксперимента

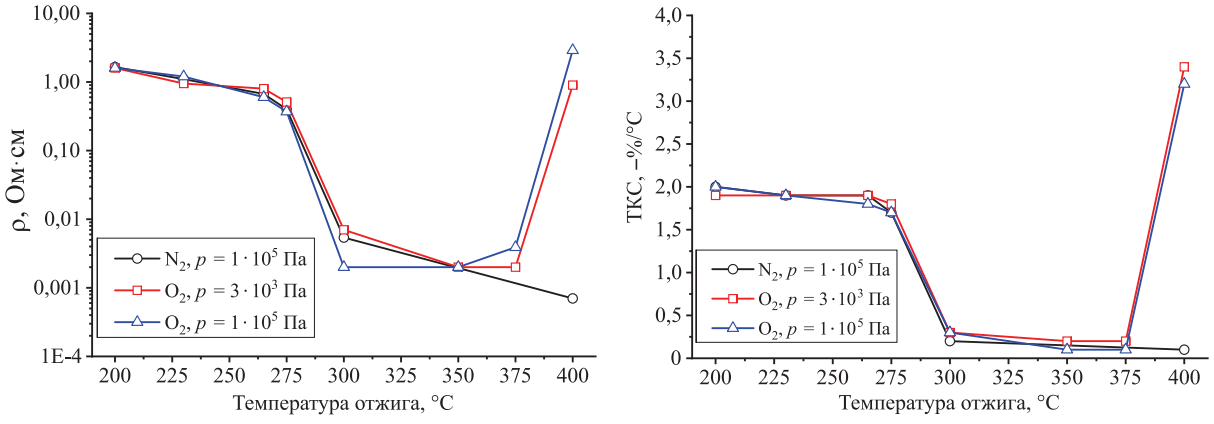
Пленки оксида ванадия наносили методом импульсного реактивного магнетронного распыления мишени ванадия (чистота 99,5 %) в среде аргона (Ar) и кислорода (O_2) на пластины монокристаллического кремния КДБ-10 (100) диаметром 100–200 мм с термически выращенными на их поверхности слоями диоксида кремния (SiO_2) толщиной от 100 до 500 нм. Перед началом осаждения пленок реакционную камеру откачивали до давления менее $8 \cdot 10^{-6}$ Па. Рабочее давление в камере составляло 0,6 Па и достигалось путем напуска газовой смеси с соотношением $Ar/O_2 = 6$. Мощность магнетронного разряда составляла 300 Вт, частота следования отрицательных импульсов – 20 кГц, а длительность положительных импульсов – 1 мкс. Температуру подложек в процессе нанесения поддерживали на уровне 50 °С. Осажденные пленки имели толщину (100 ± 5) нм.

Отжиг пленок осуществляли при 200–400 °С в среде азота (N_2) или кислорода (O_2) при атмосферном давлении, а также в среде O_2 при давлении, пониженном до $3 \cdot 10^3$ Па. Нагрев образцов проводили со скоростью 7 °С/мин до заданной температуры, после чего образцы выдерживались при этой температуре в течение 10 мин, затем они 30–50 мин охлаждались до комнатной температуры. На отожженных пленках четырехзондовым методом измеряли их слоевое сопротивление при 25 °С, умножая которое на толщину пленки получали ρ материала пленки. ТКС рассчитывали по аналогичной процедуре для образцов, последовательно нагреваемых от 25 до 85 °С с шагом 5 °С.

Структуру пленок исследовали с использованием рентгеноструктурного анализа на дифрактометре, а фазовый состав – методом спектроскопии комбинационного рассеяния (КР) света на Рамановском микроскопе с длиной волны лазерного излучения 633,0 нм при мощности 1,5 мВт. Спектры КР регистрировали при комнатной температуре в диапазоне волновых чисел от 100 до 1100 $см^{-1}$. Морфологию поверхности пленок исследовали с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) и атомно-силового микроскопа (АСМ). Средний размер зерен определяли по РЭМ-изображениям. Шероховатость пленок оценивали по среднеарифметическому отклонению профиля поверхности (Ra), автоматически определяемому программным комплексом АСМ при построении 3D-изображения поверхности образца.

Результаты исследований и их обсуждение

Средние значения ρ и ТКС осажденных пленок составляли 3 Ом·см и –2,1 %/°С соответственно. При отжиге образцов в азоте наблюдали последовательное уменьшение значений ρ и ТКС с ростом температуры отжига, тогда как для образцов, отожженных в кислороде, с повышением температуры отжига эти параметры сначала уменьшались, а затем увеличивались (рис. 1).



a *b*

Рис. 1. Зависимость удельного электрического сопротивления (*a*) и температурного коэффициента сопротивления (*b*) пленок оксида ванадия от температуры отжига в N_2 и O_2

Fig. 1. Dependence of the electrical resistivity (*a*) and the temperature coefficient of resistance (*b*) of vanadium oxide films on the annealing temperature in N_2 and O_2

Отжиг образцов при температурах до 375 °С как в N_2, так и в O_2 приводит к значительному снижению величин ρ и ТКС. В диапазоне от 200 до 275 °С ρ уменьшается с 1,6 до 0,4 Ом·см, а абсолютное значение ТКС – с 2,0 до 1,7 %/°С. Такие величины параметров остаются приемлемыми для эффективной работы микроболометров. При дальнейшем повышении температуры отжига от 300 до 375 °С значения ρ и абсолютное значение ТКС уменьшаются до менее 0,01 Ом·см и –0,5 %/°С соответственно. Пленки с такими параметрами уже не пригодны для создания эффективных терморезисторов. Образцы после отжига при 400 °С в N_2 демонстрируют дальнейшее снижение ρ до значений 0,001 Ом·см, а ТКС для них составляет –0,3 %/°С. С другой стороны, после отжига при 400 °С в кислороде при атмосферном и пониженном давлении наблюдается рост ρ до 2,9 и 0,9 Ом·см и ТКС до –3,2 и –3,4 %/°С соответственно. Для таких пленок оксида ванадия при температурах в диапазоне 55–75 °С наблюдается гистерезисная зависимость ρ(*T*)

с изменением величины ρ на два порядка (рис. 2), что существенно ограничивает диапазон рабочих температур терморезистора. Стрелками на рис. 2 показано изменение ρ при повышении и снижении температуры пленки.

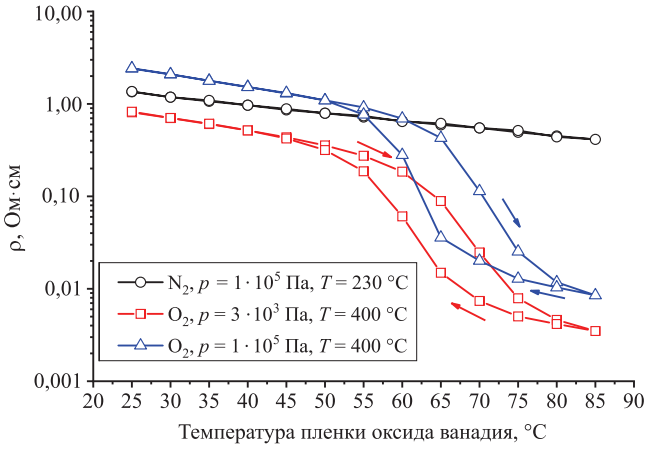


Рис. 2. Зависимость удельного электрического сопротивления пленок оксида ванадия, отожженных в N_2 и O_2, от температуры измерения
Fig. 2. Dependence of the electrical resistivity of vanadium oxide films annealed in N_2 and O_2 on the measurement temperature

Пленки с гистерезисной зависимостью ρ(*T*) могут применяться в микроболометрах при условии их термостабилизации, например, с использованием элементов Пельтье. В проводимом исследовании ТКС рассчитывали на линейных участках зависимости ρ(*T*) в логарифмическом масштабе для диапазона температур от 25 до 55 °С. Коэффициент достоверности аппроксимации составил 0,988. Полученная гистерезисная зависимость ρ(*T*) характерна для пленок оксида ванадия и согласуется с данными [17, 18]. Таким образом, можно выделить два температурных диапазона отжига, обеспечивающих значения ρ и ТКС материала пленок, необходимые для создания эффективного термочувствительного резистора:

– пленки, отожженные при температурах 200–275 °С как в азоте, так и в кислороде, не проявляют гистерезиса и могут работать в микроболометрах во всем заданном диапазоне температур (от 25 до 85 °С);

– пленки, отожженные при 400 °С в среде O_2, проявляют гистерезис ρ(*T*) при повышенных температурах и пригодны для работы только в ограниченном диапазоне температур (до 55 °С).

Следует отметить, что пленки, отожженные в O_2 при пониженном давлении, имеют ТКС на 6 % больше по сравнению с пленками, отожженными в O_2 при атмосферном давлении.

На рис. 3 показаны рентгенограммы (РГ) исходных пленок, а также пленок, подвергнутых отжигу при 230 и 300 °С в среде N_2. Интенсивные пики в области θ = 53°–55° на РГ-спектрах соответствуют кремниевой подложке. На спектрах пленок, не прошедших отжиг, и пленок после отжига при 230 °С отсутствуют полосы, которые могли бы свидетельствовать о наличии кристаллических фаз, т. е. данные пленки являются рентгеноаморфными. После отжига при 400 °С на спектрах появляются пики при 26°, 27°, 39° и 43°, соответствующие фазе VO_2 [17–19]. Пик при 2θ = 26° частично перекрывается более интенсивным пиком при 27°. Широкий низкоинтенсивный пик при 2θ = 30° может быть отнесен к кристаллическим фазам V_3O_7, V_6O_{13} или V_2O_5 [19]. Наблюдаемые структурные изменения свидетельствуют о кристаллизации пленок при отжиге, что коррелирует с уменьшением ρ и ТКС (рис. 1).

Более детально влияние отжига на фазовый состав пленок оксида ванадия прослеживается по результатам исследования изготовленных образцов методом спектроскопии КР света. На рис. 4 представлены спектры КР неотожженной пленки оксида ванадия и пленок после отжига в N_2: рис. 4, *a* – в режимах: 1 – без отжига; 2, 3, 4 – $T_{отж}$ соответственно 230, 275 и 300 °С при $p = 1 \cdot 10^5$ Па, и в O_2: рис. 4, *b* – в режимах: 1 – $T_{отж} = 275$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па; 2 – $T_{отж} = 300$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па; 3 – $T_{отж} = 350$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па; 4 – $T_{отж} = 400$ °С, $p = 3 \cdot 10^3$ Па; 5 – $T_{отж} = 400$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па.

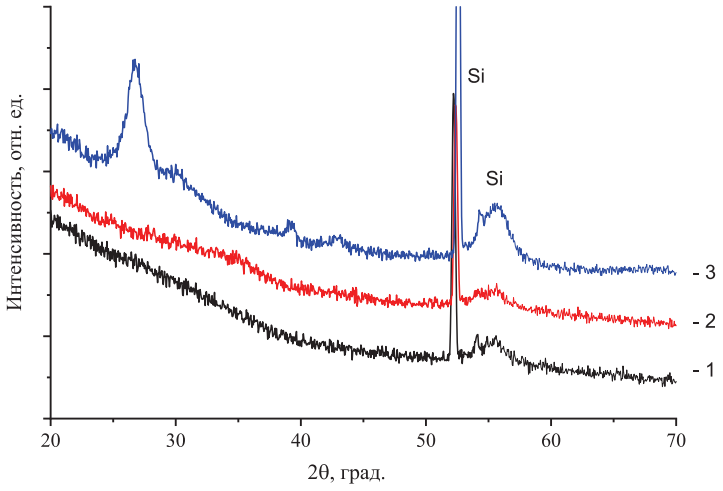
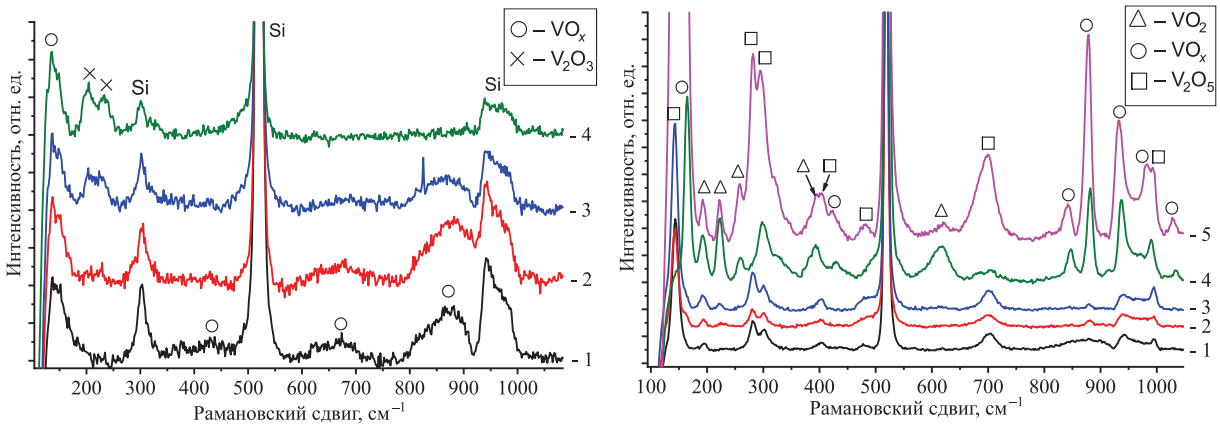


Рис. 3. Рентгенограммы пленок оксида ванадия: 1 – без отжига;
2 – отжиг при 230 °С и $p = 1 \cdot 10^5$ Па в N_2; 3 – отжиг при 400 °С и $p = 1 \cdot 10^5$ Па в N_2
Fig. 3. X-ray diffraction patterns of vanadium oxide films: 1 – without annealing;
2 – annealing at 230 °C and $p = 1 \cdot 10^5$ Pa in N_2; 3 – annealing at 400 °C and $p = 1 \cdot 10^5$ Pa in N_2



a *b*

Рис. 4. Спектры комбинационного рассеяния света неотожженной пленки оксида ванадия
и пленок после отжига в N_2 (*a*) и O_2 (*b*)
Fig. 4. Raman spectra of an as-deposited vanadium oxide film
and films after annealing in N_2 (*a*) and O_2 (*b*)

На рис. 4, *a* полосы при 303, 520 и 940–980 $см^{-1}$, характерные для всех спектров КР, соответствуют сигналу от кремниевой подложки. А полосы с максимумами при 152, 420, 670 и 880 $см^{-1}$ в спектре образца с исходной пленкой оксида ванадия можно приписать наличию дополнительных фаз, отличных от оксидов V_2O_3, VO_2 и V_2O_5, которые обозначают как VO_x [20, 21]. Низкая интенсивность и значительная ширина полос при 420, 670 и 880 $см^{-1}$ указывают на аморфный характер пленки [22, 23], что коррелирует с данными рентгеновского исследования. Отжиг в азоте при 275 °С приводит к уменьшению интенсивности полос 420, 670 и 880 $см^{-1}$, а после отжига при 300 °С они полностью исчезают. Это свидетельствует о значительном уменьшении концентрации фаз VO_x в пленке. Одновременно в спектрах появляются новые полосы при 204 и 233 $см^{-1}$, которые можно отнести к фазе V_2O_3 [21, 24]. Таким образом, из анализа данных КР можно заключить, что пленки после отжига в среде N_2 претерпевают структурные изменения, выражающиеся в перераспределении валентных состояний атомов ванадия.

Как видно из рис. 4, *b*, отжиг в O_2 приводит к более значительным изменениям в спектрах КР по сравнению с отжигом в N_2. В спектре образца после отжига при 275 °С и $p = 1 \cdot 10^5$ Па появляются полосы при 143, 281, 302, 404, 478, 701, 995 $см^{-1}$, которые соответствуют фазе V_2O_5. Также наблюдается низкоинтенсивная полоса при 195 $см^{-1}$, связанная с фазой VO_2 [24], и широ-

кая полоса при 880 $см^{-1}$, характерная для VO_x. Формирование высшего оксида V_2O_5 при относительно низкой температуре отжига в среде O_2 объясняется низкой энергией его образования по сравнению с другими фазами, такими как VO_2 или V_2O_3 [10, 25]. В спектрах образцов после отжига при 300–350 °С интенсивность большинства полос увеличивается, а интенсивность полосы при 880 $см^{-1}$ существенно уменьшается, что указывает на увеличение в пленках доли кристаллических фаз VO_2 и V_2O_5. В спектре образца после отжига при 400 °С для пониженного давления O_2 появляются достаточно интенсивные полосы при 192, 222, 260, 393, 618 $см^{-1}$, характерные для кристаллической фазы VO_2 [20, 21, 24]. Одновременно наблюдаются полосы при 165, 423, 841, 880, 932, 983 и 1030 $см^{-1}$, что указывает на образование и рост концентрации фаз VO_x. Появление набора полос при 841, 880, 932 $см^{-1}$ вместо характерной для исходной пленки полосы при 880 $см^{-1}$ свидетельствует о переходе пленки из аморфного в поликристаллическое состояние. Отжиг при 400 °С при атмосферном давлении O_2 повышает концентрацию фазы V_2O_5 в пленке, что проявляется в увеличении интенсивности характерных полос на спектрах КР. В спектре пленки, отожженной в этих условиях, отмечается также рост интенсивности сигнала от фаз VO_x в диапазоне 800–1000 $см^{-1}$.

Следует отметить, что интенсивность полосы при 618 $см^{-1}$, характерной для фазы VO_2, и, следовательно, уровень концентрации данной фазы максимальны в случае пленки, отожженной в O_2 при пониженном давлении (рис. 4, *b*, кривая 4), что согласуется с увеличением значения ТКС, как показано на рис. 1, *b*. В спектре пленки после отжига в O_2 при атмосферном давлении интенсивность сигнала от фазы V_2O_5 значительно выше, чем в случае отжига при пониженном давлении. Это приводит к бóльшим значениям ρ (рис. 1, *a*). Таким образом, оптимальным является отжиг в O_2 при пониженном давлении, позволяющий увеличить концентрацию кристаллической фазы VO_2, подавить образование фазы V_2O_5 и в результате получить пленки со сравнительно высоким ТКС и меньшим ρ.

На рис. 5 показаны РЭМ- и АСМ-изображения пленок оксида ванадия после отжигов в различных режимах: *a* – РЭМ, без отжига; *b* – РЭМ, $T_{отж} = 230$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па в N_2; *c* – РЭМ, $T_{отж} = 300$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па в N_2; *d* – АСМ, без отжига; *e* – АСМ, $T_{отж} = 230$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па в N_2; *f* – АСМ, $T_{отж} = 300$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па в N_2; *g* – РЭМ, $T_{отж} = 350$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па в O_2; *h* – РЭМ, $T_{отж} = 400$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па в O_2; *i* – РЭМ, $T_{отж} = 400$ °С, $p = 3 \cdot 10^3$ Па в O_2; *k* – АСМ, $T_{отж} = 350$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па в O_2; *m* – АСМ, $T_{отж} = 400$ °С, $p = 1 \cdot 10^5$ Па в O_2; *n* – АСМ, $T_{отж} = 400$ °С, $p = 1 \cdot 10^3$ Па в O_2. Морфология поверхности пленок варьируется в зависимости от условий отжига. Это обусловлено многокомпонентным составом пленок, включающим несколько фаз оксидов ванадия, каждая из которых характеризуется индивидуальной пространственной размерностью. Исходные пленки являются преимущественно аморфными с кристаллическими включениями. После отжига в N_2 или O_2 при температуре до 230 °С морфология поверхности существенно не меняется, что согласуется с данными РГ- и КР-исследований (на рис. 5 не показано). После отжига в N_2 при 230 °С в пленках формируются зерна округлой формы со средним размером около 8 нм, при этом шероховатость поверхности Ra = 0,9 нм (рис. 5, *c*). Повышение температуры отжига до 300 °С приводит к увеличению размера зерен до 11–13 нм при практически неизменной шероховатости.

Отжиг в O_2 приводит к значительным изменениям морфологии поверхности пленок оксида ванадия. С повышением температуры отжига при атмосферном давлении размер зерен увеличивается с 8 до 28 нм, а Ra – с 0,9 до 3,6 нм. При этом зерна приобретают выраженную округлую форму. Отжиг в O_2 при пониженном давлении приводит к формированию более крупных округлых и продолговатых зерен, чем при атмосферном давлении. Так, после отжига при 400 °С при пониженном давлении O_2 средний размер зерен достигает 47 нм, а Ra = 4,2 нм. Следует отметить, что увеличение размера зерен и шероховатости Ra с повышением температуры отжига коррелирует с ростом интенсивности полос от кристаллических фаз оксидов ванадия на спектрах КР, что связано с увеличением доли кристаллических фаз в пленках.

Заключение

Результаты проведенного исследования демонстрируют возможность управления свойствами пленок оксида ванадия путем выбора оптимальных условий отжига. Показано, что отжиг в азоте или кислороде при 200–275 °С обеспечивает формирование пленок, удельное электрическое сопротивление которых варьируется от 0,4 до 1,6 Ом·см, а температурный коэффициент сопро-

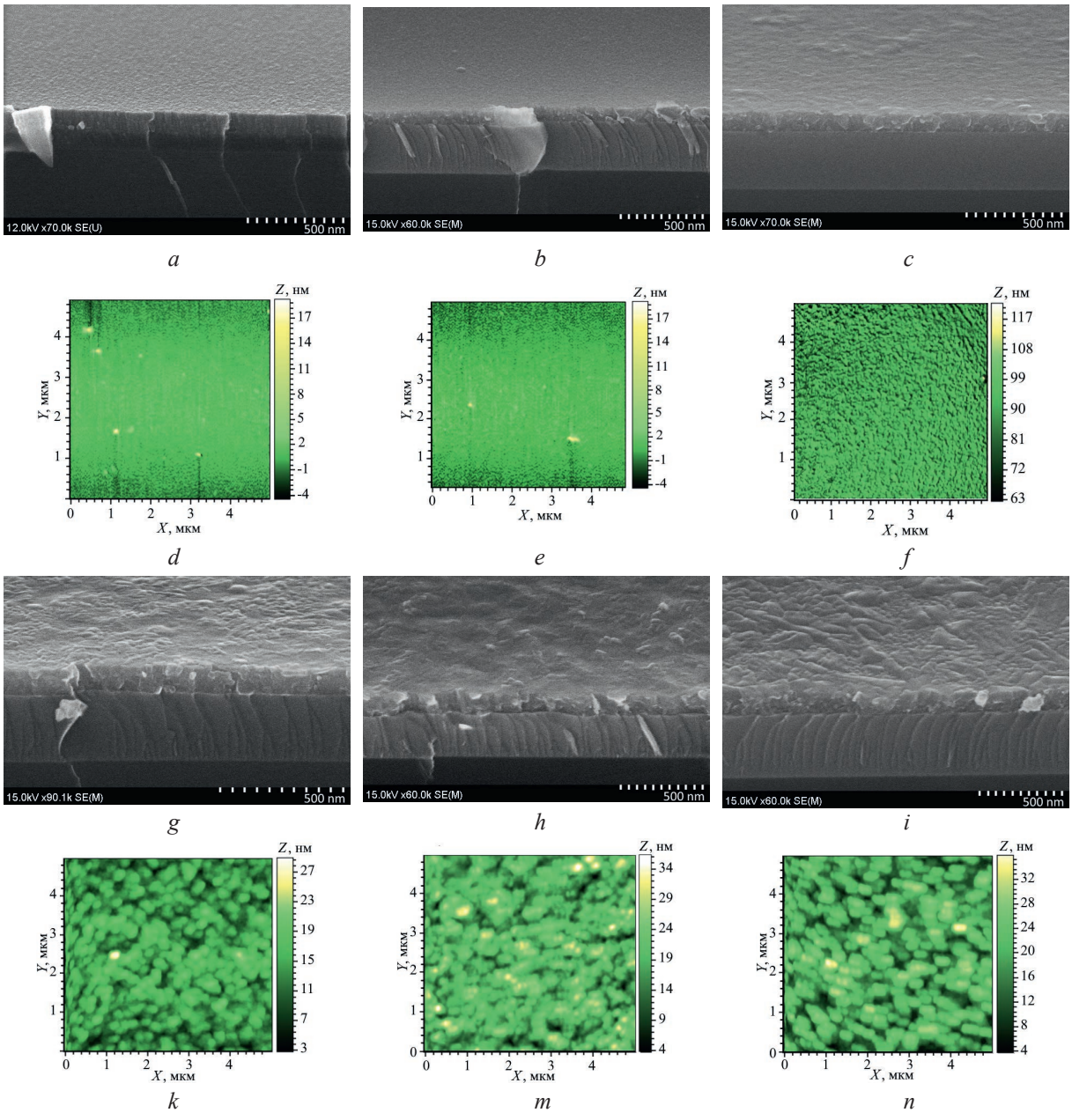


Рис. 5. Изображения на растрово-электронном и атомно-силовом микроскопах сколов и поверхностей пленок оксида ванадия до и после их отжига в O_2 и N_2 при различных режимах
Fig. 5. Scanning electron and atomic force microscopy images of fracture surfaces and surfaces of vanadium oxide films before and after annealing in O_2 and N_2 under various conditions.

тивления находится в диапазоне от –1,7 до –2,0 %/°С. Пленки с такими параметрами пригодны для использования в микроболометрах с рабочим диапазоном температур 25–85 °С. В целом резистивные свойства отожженных пленок оксида ванадия определяются присутствием в них кристаллических фаз VO_2, V_2O_5 и VO_x, образующихся в процессе отжига.

Список литературы / References

1. Liu K., Lee S., Yang S., Delaire O., Wu J. (2018) Recent Progresses on Physics and Applications of Vanadium Dioxide. *Materials Today*. 21 (8), 875–896. DOI: 10.1016/j.mattod.2018.03.029.
2. Niklaus F., Vieider C., Jakobsen H. (2007) MEMS-Based Uncooled Infrared Bolometer Arrays – A Review. *MEMS/MOEMS Technologies and Applications III*. DOI: 10.1117/12.755128.
3. Rampelberg G., De Schutter B., Devulder W., Martens K., Radu I., Detavernier C. (2015) In-Situ X-Ray Diffraction Study of the Controlled Oxidation and Reduction in the V-O System for the Synthesis of VO_2 and V_2O_3 Thin Films. *Journal of Materials Chemistry C*. 3 (43), 11357–11365. DOI: 10.1039/c5tc02553b.

4. Rajendra Kumar R. T., Karunagaran B., Mangalaraj D., Narayandass S. K., Manoravi P., Joseph M., et al. (2003) Pulsed Laser Deposited Vanadium Oxide Thin Films for Uncooled Infrared Detectors. *Sensors and Actuators A*: *Physical*. 107 (1), 62–67. DOI: 10.1016/S0924-4247(03)00233-4.
5. Grayli S. V., Leach G. W., Bahreyni B. (2018) Sol-Gel Deposition and Characterization of Vanadium Pentoxide Thin Films with High TCR. *Sensors and Actuators A*: *Physical*. 279, 630–637. DOI: 10.1016/j.sna.2018.07.002.
6. Wang B., Lai J., Li H., Hu H., Chen S. (2013) Nanostructured Vanadium Oxide Thin Film with High TCR at Room Temperature for Microbolometer. *Infrared Physics & Technology*. 57 (8), 8–13. DOI: 10.1016/j.infrared.2012.10.006.
7. Gauntt B. D., Dickey E. C., Horn M. W. (2009) Stoichiometry and Microstructural Effects on Electrical Conduction in Pulsed DC Sputtered Vanadium Oxide Thin Films. *J. Mater. Res*. 24 (4), 1590–1599. DOI: 10.1557/jmr.2009.0183.
8. Nguen T. D., Zanko A. I., Golosov D. A., Zavadski S. M., Melnikov S. N., Kolos V. V., et al. (2021) Influence of Annealing on Structure, Phase and Electrophysical Properties of Vanadium Oxide Films. *Doklady BGUIR*. 19 (3), 22–30. DOI: 10.35596/1729-7648-2021-19-3-22-30 (in Russian).
9. Gudmundsson J. T. (2020) Physics and Technology of Magnetron Sputtering Discharges. *Plasma Sources Sci. Technol*. 29. DOI: 10.1088/1361-6595/abb7bd.
10. Hu P., Hu P., Vu T. D., Li M., Wang S., Ke Y., et al. (2023) Vanadium Oxide: Phase Diagrams, Structures, Synthesis, and Applications. *Chem. Rev*.123, 4353–4415. DOI: 10.1021/acs.chemrev.2c00546.
11. Venkatasubramanian C., Cabarcos O. M., Drawl W. R., Allara D. L., Ashok S., Horn M. W., et al. (2011) Process-Structure-Property Correlations in Pulsed DC Reactive Magnetron Sputtered Vanadium Oxide Thin Films. *J. Vac. Sci. Technol. A*. 29 (6). DOI: 10.1116/1.3636372.
12. Basantani H. A., Kozlowski S., Lee M.-Y., Li J., Dickey E. C., Jackson T. N., et al. (2012) Enhanced Electrical and Noise Properties of Nanocomposite Vanadium Oxide Thin Films by Reactive Pulsed-DC Magnetron Sputtering. *Appl. Phys. Lett*. 100 (26). DOI: 10.1063/1.4731240.
13. Smith E. M., Ginn J. C., Warren A. P., Long C. J., Panjwani D., Peale R. E., et al. (2014) Bolometer Array Using a High TCR VO_x-Au Film. *Infrared Technology and Applications XL*. DOI: 10.1117/12.2050434.
14. Rampelberg G., De Schutter B., Devulder W., Martens K., Radu I., Detavernier C. (2015) In-Situ X-Ray Diffraction Study of the Controlled Oxidation and Reduction in the V-O System for the Synthesis of VO_2 and V_2O_3 Thin Films. *J. Mater. Chem. C*. 3, 11357–11365. DOI: 10.1039/c5tc02553b.
15. Liu Y., Liu J., Li Y., Wang D., Ren L., Zou K. (2016) Effect of Annealing Temperature on the Structure and Properties of Vanadium Oxide Films. *Opt. Mater. Express*. 6 (5), 552–1560. DOI: 10.1364/ome.6.001552.
16. Allabergenov B., Yun S., Cho Hui-Sup, Lyu Hong-Kun, Choi B. (2021) Control of Polymorphic Properties of Multivalent Vanadium Oxide Thin Films. *ACP Appl. Electron. Mater*. 3 (3), 1142–1150. DOI: 10.1021/acsaelm.0c01010.
17. Yamaguchi I., Manabe T., Tsuchiya T., Nakajima T., Sohma M., Kumagai T. (2008) Preparation and Characterization of Epitaxial VO_2 Films on Sapphire Using Postepitaxial Topotaxy Route Via Epitaxial V_2O_3 Films. *Jpn. J. Appl. Phys*. 47 (2), 1022–1027. DOI: 10.1143/jjap.47.1022.
18. Andreev V. N., Klimov V. A. (2019) Metal-Insulator Phase Transition in Tungsten-Doped Vanadium Dioxide Thin Films. *Physics of the Solid State*. 61 (8), 1519–1522. DOI: 10.21883/FTT.2019.08.47981.447 (in Russian).
19. Occhiuzzi M., Cordischi D., Dragone R. (2005) Reactivity of Some Vanadium Oxides: An EPR and XRD Study. *J. Solid State Chem*. 178, 1551–1558. DOI: 10.1016/j.jssc.2005.02.019.
20. Ureña-Begara F., Crunteanu A., Raskin J.-P. (2017) Raman and XPS Characterization of Vanadium Oxide Thin Films with Temperature. *Applied Surface Science*. 403, 717–727. DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.01.160.
21. Shvets P., Dikaya O., Maksimova K., Goikhman A. (2019) A Review of Raman Spectroscopy of Vanadium Oxides. *J. Raman Spectrosc*. 50 (8), 1–19. DOI: 10.1002/jrs.5616.
22. Park H. H., Larrabee T. J., Ruppalt L. B., Culbertson J. C., Prokes S. M. (2017) Tunable Electrical Properties of Vanadium Oxide by Hydrogenplasma-Treated Atomic Layer Deposition. *ACS Omega*. 2 (4), 1259–1264. DOI: 10.1021/acsomega.7b00059.
23. Lee S-H., Cheong H. M., Seong M. J., Liu P., Tracy C. E., Mascarenhas A., et al. (2003) Raman Spectroscopic Studies of Amorphous Vanadium Oxide Thin Films. *Solid State Ionics*. 165 (1–4), 111–116. DOI: 10.1016/j.ssi.2003.08.022.
24. Zhang C., Yang Q., Koughia C., Ye F., Sanayei M., Wen S.-J., et al. (2016) Characterization of Vanadium Oxide Thin Films with Different Stoichiometry Using Raman Spectroscopy. *Thin Solid Films*. 620, 64–69. DOI: 10.1016/j.tsf.2016.07.082.
25. Bahlawane N., Lenoble D. (2014) Vanadium Oxide Compounds: Structure, Properties, and Growth from the Gas Phase. *Chem. Vap. Deposition*. 20 (7–9), 299–311. DOI: 10.1002/cvde.201400057.

Поступила 16.07.2026
Received: 16 July 2026

Принята в печать 12.08.2026
Accepted: 12 August 2026

Вклад авторов / Authors' contribution

Авторы внесли равный вклад в написание статьи / The authors contributed equally to the writing of the article.

Сведения об авторах

Занько А. И., нач. сектора лаборатории, ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ» (ОАО «ИНТЕГРАЛ»)

Котов Д. А., канд. техн. наук, доц., доц. каф. микро- и наноэлектроники, Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР)

Соловьёв Я. А., д-р. техн. наук, доц., зав. лабораторией, ОАО «ИНТЕГРАЛ»

Логунов К. Т., зам. декана факультета радиотехники и электроники, БГУИР

Чернаусик О. М., ст. преп., БГУИР

Ковальчук Н. С., канд. техн. наук, доц., зам. ген. дир. – гл. инж., ОАО «ИНТЕГРАЛ»

Information about the authors

Zanka A., Head of Laboratory Sector, JSC "INTEGRAL" – Manager Holding Company "INTEGRAL" (JSC "INTEGRAL")

Kotov D., Cand. Sci. (Tech.), Associate Professor, Associate Professor at the Department of Micro- and Nanoelectronics, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (BSUIR)

Solovjov Ja., Dr. Sci. (Tech.), Associate Professor, Head of Laboratory, JSC "INTEGRAL"

Logunov K., Deputy Dean of the Faculty of Radio Engineering and Electronics, BSUIR

Charnavusik O., Senior Lecturer, BSUIR

Kovalchuk N., Cand. Sci (Tech.), Associate Professor, Deputy General Director – Chief Engineer, JSC "INTEGRAL"

Адрес для корреспонденции

220108, Республика Беларусь,
Минск, ул. Корженевского, 16
ОАО «ИНТЕГРАЛ» –
управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ»
Тел.: +375 25 762-16-04
E-mail: AZanko@integral.by
Занько Андрей Иванович

Address for correspondence

220108, Republic of Belarus,
Minsk, Korzhenevskogo St., 16
JSC "INTEGRAL" –
Manager Holding Company "INTEGRAL"
Tel.: +375 25 762-16-04
E-mail: AZanko@integral.by
Zanka Andrei