

08

Формирование неоднородных оксидных и субоксидных слоев на ультратонкой металлической пленке при многократном окислении и ионном распылении

© А.В. Лубенченко,¹ Д.А. Иванов,¹ О.И. Лубенченко,¹ А.Б. Паволоцкий,² Д.С. Лукьянцев,¹
В.А. Ячук,¹ О.Н. Павлов¹

¹ НИУ Московский энергетический институт,
111250 Москва, Россия

² Chalmers University of Technology,
41296 Göteborg, Sweden
e-mail: LubenchenkoAV@mpei.ru

Поступило в Редакцию 30 марта 2022 г.

В окончательной редакции 30 марта 2022 г.

Принято к публикации 30 марта 2022 г.

Представлена технология контролируемого формирования многослойных оксидных и субоксидных слоев на тонкой металлической пленке. Продемонстрирована возможность контролируемого создания пленок с ультратонким субоксидным слоем внутри слоя высшего оксида и пленок, представляющих собой периодическую структуру с чередованием оксидных слоев с разной степенью окисления. Получена структура с чередованием ультратонких слоев из высшего оксида и субоксидных слоев на ниобиевой пленке.

Ключевые слова: металл-оксидные пленки, контролируемое формирование пленок, послойный химический и фазовый анализ, рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия.

DOI: 10.21883/JTF.2022.08.52779.68-22

Введение

Ультратонкие металл-оксидные пленки находят свое применение в создании мемристоров [1,2], которые, в свою очередь, являются ключевым элементом энергонезависимой резистивной оперативной памяти (RRAM) [3,4]. Для мемристоров на основе ультратонких металл-оксидных пленок необходимо формировать слои, обедненные кислородом (субоксидные слои), и/или слои с кислородными вакансиями. От послойного химического и фазового состава и толщины активного слоя зависят функциональные параметры мемристора как элементов RRAM (число циклов запись/чтение, напряжения записи и стирания и др.).

Мемристивное переключение наблюдается в различных материалах и структурных устройствах. Так, системы, состоящие из металл-оксид-металл на основе оксидов ниобия, привлекли особое внимание простотой своей структуры, надежностью и разнообразием характеристик переключения, которые зависят от послойной стехиометрии ультратонкой пленки, материала электродов, геометрии устройства и условий эксплуатации [5].

Резистивное переключение системы металл-оксид-металл объясняется такими явлениями, как миграция ионов кислорода и образование кислородных вакансий под действием электрического поля или протекающего тока. Существуют различные способы получения субоксидов металлов для мемристивных структур. В работе [6] авторы изготовили устройство с улучшенными мемристивными характеристиками на основе

Ti/TiO_x/Ti/TiO_x/Ti и Ti/TiO_x/Ti методом магнетронного напыления в импульсном режиме с последующим контролируемым напуском кислорода в камеру, провели рентгеноструктурный анализ и определили кристаллические фазы. Однако в этой работе не приведены результаты послойного фазового состава мишеней, который, на наш взгляд, влияет на характеристики мемристивных структур. Авторы [7] демонстрируют возможность создания наносубоксидного слоя из ранее напыленного методом атомно-слоевого насаждения слоя Ta₂O₅ с использованием распыления ионным пучком Ar⁺, но им не удалось идентифицировать фазы TaO_x и провести послойный фазовый анализ мишеней. Таким образом, изготовление переходных субоксидных слоев определенного состава, определяемого исправной работой мемристивного устройства, возможно при постоянном контроле фаз в процессе их формирования, т.е. необходимо проведение количественного послойного фазового химического анализ поверхности.

В настоящей работе предлагается многоступенчатая технология формирования многослойных оксидных и субоксидных слоев на ультратонкой металлической пленке в несколько этапов: 1) напыление однородной ультратонкой металлической пленки на подложку в вакуумной камере методом магнетронного распыления с контролем толщины напыляемой пленки; 2) атмосферное окисление пленки после выгрузки из камеры; 3) загрузка в вакуумную камеру; 4) определение послойного химического и фазового состава окисленной металлической пленки; 5) распыление оксидного

слоя скользящими ионными пучками с целью уменьшения его толщины, при этом осуществляется контроль *in situ* послойного химического и фазового состава пленки; 6) модификация оксидного слоя в субоксидный слой (слой с обедненным содержанием кислорода) за счет преимущественного распыления кислорода слаботочными ионными пучками с контролем *in situ* послойного химического и фазового состава пленки; 7) контролируемое окисление в шлюзовой камере, формирующее на верхней поверхности слой высшего оксида; 8) определение послойного химического и фазового состава окисленной металлической пленки. Такой подход позволит формировать на тонкой металлической пленке оксидные и субоксидные слои с определенными толщинами и составом.

В настоящей работе продемонстрировано формирование многослойной оксидной и субоксидной структуры на тонких пленках ниобия.

1. Эксперимент

Пленки ниобия были нанесены на кремниевую подложку методом магнетронного напыления в установке Pfeiffer Vacuum SLS630G. Толщина пленки при напылении контролировалась по известной скорости напыления (скорость напыления была подтверждена при исследовании пленок методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ)). Были использованы пленки толщиной 50 и 15 nm на кремниевой подложке. Для формирования толстого слоя высшего оксида пленки находились на воздухе несколько часов. Распыление и модификация пленки проводились направленными ионными пучками Ar^+ в вакуумных условиях с помощью ионной пушки SPECS Ion Source IQE 12/38 (при распылении: энергия ионов — 1 keV, угол падения — 70° к нормали, ионный ток — $1.5 \mu A$; при модификации: энергия ионов — 0.5 keV, угол падения — 70° к нормали, ионный ток — $0.5 \mu A$). Контролируемое окисление в шлюзовой камере, формирующее на верхней поверхности слой высшего оксида, проводилось в двух режимах: кратковременное окисление на атмосфере в течение 1 min, длительное окисление на атмосфере в течение 15 min.

Рентгеновские фотоэлектронные спектры были получены с помощью модуля электронно-ионной спектроскопии на базе платформы Нанофаб 25 (НТ-МДТ). В аналитической камере достигался сверхвысокий безмасляный вакуум порядка 10^{-6} Pa. Спектры снимались электростатическим полусферическим энергоанализатором SPECS Phoibos 225, с использованием рентгеновской пушки с Mg анодом. Калибровка энергоанализатора выполнялась с использованием образцов из Cu, Ag и Au. Энергетическое разрешение спектрометра по линии Ag $3d_{5/2}$ составляло 0.78 eV (полная ширина на полувысоте) для немонохроматического рентгеновского излучения MgK_{α} . Энергоанализатор работал в режиме FAT (Fixed Analyzer Transmission). Для обзорных спектров была

установлена энергия замедления в линзе энергоанализатора $E_{pass} = 80$ eV, для детальных — $E_{pass} = 20$ eV.

2. Послойный химический и фазовый анализ

Одним из неразрушающих методов анализа ультратонких пленок является рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФЭС). С помощью РФЭС проводят химический и фазовый анализ поверхности. В стандартном методе РФЭС относительные концентрации рассчитываются в предположении об однородности мишени по всей глубине анализа.

Реальные поверхности всегда неоднородные и многокомпонентные по глубине. Отсутствие учета этого приводит к значительным ошибкам и обесценивает саму информацию об относительных концентрациях элементов.

В настоящей работе для послойного химического и фазового состава многокомпонентных многослойных пленок мы использовали метод [8,9]. Он состоит из: нового метода вычитания фона многократно неупругорассеянных фотоэлектронов, учитывающего неоднородность неупругого рассеяния по глубине; нового способа разложения фотоэлектронной линии на составляющие пики, учитывающего физическую природу различных параметров разложения; решения задачи вычитания фона и разложения фотоэлектронной линии совместно; определения толщин слоев многослойной мишени по простой формуле.

Расчет толщин многослойной мишени проводится по формуле [8]:

$$d_i = \lambda_{i0} \cos \theta \ln \left(\frac{I_i / (n_i \omega(\gamma) \lambda_i)}{\sum_{j=0}^{i-1} I_j / (n_j \omega(\gamma) \lambda_j)} + 1 \right), \quad (1)$$

где d_i — толщина i -го слоя, n — атомная концентрация, $\omega(\gamma)$ — дифференциальное сечение рождения фотоэлектрона [10], γ — угол между направлением падающего излучения и направлением на энергоанализатор, λ — средняя длина свободного неупругого пробега (IMFP) (IMFP рассчитывалась по формуле TPP2M [11]), θ — угол между направлением на энергоанализатор и нормалью к поверхности, I_i — интенсивность i -го пика. Нумерацию слоев будем вести от подложки снизу вверх.

Чувствительность по глубине и глубину зондирования можно оценить по формуле (1). Рассмотрим однородный слой оксида ниобия Nb_2O_5 на ниобиевой подложке. Так как парциальные интенсивности по нашему методу мы определяем с точностью 1%, можно определить отношение парциальных интенсивностей пиков фотоэлектронов от верхнего слоя и подложки $I_{Nb_2O_5}/I_{Nb} = 1/100$. Тогда из формулы (1) получим $d_{min} = 0.1$ nm. Глубину зондирования определим, положив $I_{Nb_2O_5}/I_{Nb} = 100/1$. По формуле (1) получим $d_{max} = 13.9$ nm.

Метод определения послойного профиля опирается на следующую модель мишени. Мишень состоит из нескольких плоских слоев на подложке. Каждый слой однородный и может быть многокомпонентным. Такое положение оправдано, так как в РФЭС сьем сигнала идет с площади, характерные размеры которой на порядки больше, чем глубина зондирования, и сигнал будет усредненным по площади измерения. Неоднородности (островки, межслоевые шероховатости, включения и т.п.) усредняются по слою. Степень неоднородности будет характеризовать относительные концентрации той или иной фазы элементов и толщину слоя. Относительные концентрации связанных элементов в слое рассчитываются по интенсивностям спектральных линий связанных элементов, определенных после процедуры разложения фотоэлектронной линии на составляющие пики. Очередность различных слоев в принятой модели мишени следует из знания истории создания и последующей „жизни“ мишени. Исследуемые ультратонкие пленки осаждались в вакуумной камере на кремниевые подложки. После выгрузки из камеры происходит окисление поверхности с образованием сверху оксидных и субоксидных слоев. Так как окисление идет со стороны поверхности, то степень окисления уменьшается вглубь мишени. Кроме того, сверху слоев будет осаждаться углеводородные слои.

При распылении ионами поверхности окисленной металлической пленки происходит преимущественное распыление кислорода из приповерхностной области. Например, при распылении ионами аргона с энергией 1 keV, упавшими под углом 70° от нормали, на оксидную пленку Nb_2O_5 толщиной 8 nm на ниобиевой подложке, коэффициент распыления для ниобия равен 0.8 atom/ion, а для кислорода — 4.9 atom/ion; средняя глубина проникновения ионов равна 1.9 nm. При изменении энергии ионов до энергии 500 eV коэффициент распыления для ниобия становится равным 0.4 atom/ion, а для кислорода — 3.0 atom/ion, средняя глубина проникновения ионов равна 1.3 nm. Данные получены методом Монте-Карло с помощью программы TRIM [12]. Таким образом, при распылении мы можем формировать слои, обедненные кислородом. Изменяя энергию и угол падения ионов, возможно создания слоев с различным фазовым составом и толщиной.

Рентгеновские фотоэлектронные спектры могут быть использованы для анализа химических связей элементов и химического состава вещества. Для этого рентгеновская фотоэлектронная линия определенного элемента разлагается на соответствующие пики. Структура рентгеновской фотоэлектронной линии может быть довольно сложной из-за наложения пиков от различных химически связанных элементов (элементов в различных фазовых состояниях), сателлитных пиков и т.д. Кроме того, форма и ширина пиков зависят от различных факторов, причем эти пики перекрываются. Для разложения рентгеновской фотоэлектронной линии мы использовали метод, описанный в [9]:

1) Профиль сложной фотоэлектронной спектральной линии, сформированной фотоэлектронами от химически не связанного элемента, и элементов, находящихся в различных химически связанных состояниях, определяется формулой

$$LS(E) = I_0 LS_2(E) + \sum_{j=1}^J I_j LS_2(E - \Delta E_{CS_j}), \quad (2)$$

где ΔE_{CS_j} — энергия химического сдвига j -го элемента, J — количество химически связанных элементов, I_j — интенсивность спектральной линии j -го химически связанного элемента.

2) Вследствие спин-орбитального взаимодействия в РФЭС спектрах будет наблюдаться дублетная структура для линий, сформированными фотоэлектронами с p - и d -оболочек. Профиль спин-орбитальных дублетов описывается формулой

$$LS_2(E) = (LS_1(E) + \alpha LS_1(E - \Delta E_{SO})) / (1 + \alpha), \quad (3)$$

где α — отношения интенсивностей линий спин-орбитального расщепления фотоэлектронного уровня (для p -оболочки $\alpha = 1/2$, для d -оболочки $\alpha = 2/3$), ΔE_{SO} — энергия спин-орбитального взаимодействия.

3) Для учета немонохромности рентгеновской пушки используется выражение

$$LD_1(E) = P(E) + \sum_{k=1}^K I_{\text{sattelite } k} P(E + \Delta E_{\text{sattelite } k}), \quad (4)$$

где $I_{\text{sattelite } k}$ и $\Delta E_{\text{sattelite } k}$ — относительные интенсивности и сдвиги по энергии сателлитов, эти параметры зависят от материала анода рентгеновской пушки.

4) Форма парциальной спектральной линии $P(E)$ фотоэлектронов с кинетической энергией E определяется сверткой функций, описывающих естественную форму линии и приборное уширение. Естественная форма линии описывается выражением Доньях–Сунжича [13] $D(E, \delta, \alpha_{DS})$ (здесь δ — естественная ширина электронного уровня, α_{DS} — индекс сингулярности Андерсона; при $\alpha_{DS} = 0$ выражение Доньях–Сунжича переходит в функцию Лоренца), а функция приборного уширения $G(E, W)$ — функцией Гаусса (здесь $W = \sqrt{W_{sp}^2 + W_{hv}^2}$, W_{hv} , W_{sp} — ширина линии рентгеновского излучения и приборного уширения).

Для химически чистых элементов собственная ширина δ , коэффициент α_{DS} , энергия связи BE_0 и энергия спин-орбитального взаимодействия ΔE_{SO} определяются по экспериментальным данным Handbook of X-ray Photoelectron Spectroscopy [14]. Энергия химического сдвига практически линейно пропорциональна степени окисления, поэтому достаточно определить энергию химического сдвига для максимально окисленного элемента. Для пентаоксида ниобия мы использовали значение $\Delta E_{CS\text{Nb}_2\text{O}_5} = 5.3 \text{ eV}$ (линия Nb 3d) [15]. Так как спектры были сняты при одних и тех же настройках, то для всех

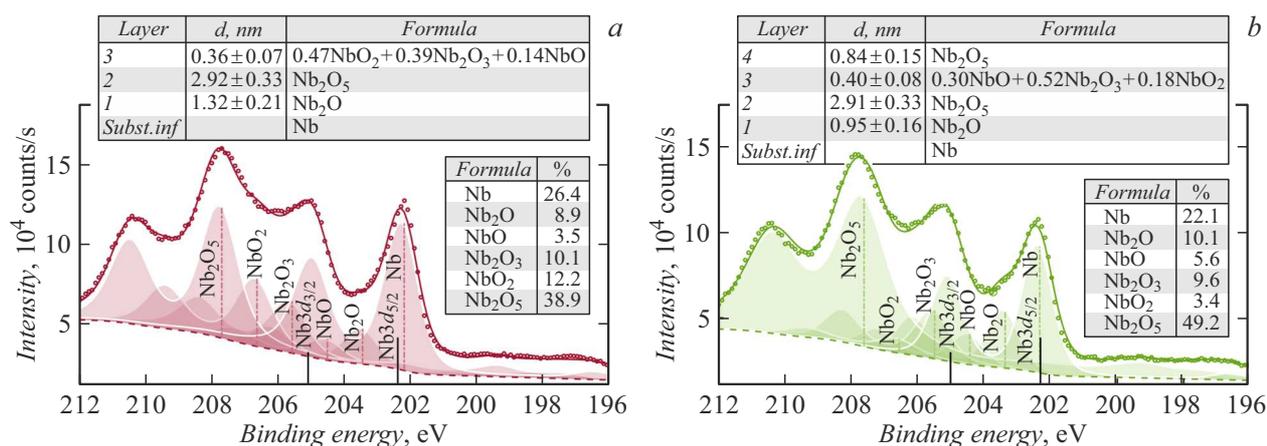


Рис. 1. Рентгеновские фотоэлектронные спектры: спектральная линия Nb 3d.

расчетов были использованы одни и те же значения: $W_{hv} = 0.68$ eV, $W_{sp} = 0.72$ eV.

При разложении фотоэлектронной линии на составляющие пики интенсивности спектральных линий химически связанных элементов находятся с помощью фитинг-алгоритмов (например, алгоритма Левенберг–Маркардта).

На рис. 1 показаны результаты разложения спектральной линии Nb 3d на различные фазовые составляющие для мишеней с пленками после этапа исследования: после распыления (20 min) (a); после кратковременного окисления (1 min) (b). Кружками обозначены экспериментальные данные, сплошной линией — теоретическая интерпретация спектра, закрашенными областями — парциальные теоретические спектры.

Спектральная фотоэлектронная линия Nb 3d после каждого этапа будет состоять из различного набора дублетных линий. В каждой дублетной линии отношение площадей двух спин-орбитальных пиков будет соответствовать 2:3 (см. формулу (2)). Суммарная спектральная линия может состоять из 6 дублетов, соответствующих чистому ниобию и фазовым состояниям оксида ниобия: Nb, Nb₂O, NbO, Nb₂O₃, NbO₂, Nb₂O₅.

3. Формирование неоднородных многослойных оксидных и субоксидных слоев

3.1. Формирование ультратонкого субоксидного слоя внутри слоя из высшего оксида

Эксперименты проводились с окисленной на воздухе пленкой ниобия толщиной 50 nm на кремниевой подложке. Для формирования субоксидного слоя внутри слоя из высшего оксида были проведены следующие этапы: а) распыление оксидного слоя ионными пучками аргона с энергией 500 eV в течение 20 min под углом 70° от нормали, ионный ток — 1.5 μA; б) модификация

оксидного слоя ионными пучками с энергией 500 eV в течение 10 min под углом 70° от нормали, ионный ток — 0.5 μA; в) контролируемое окисление в шлюзовой камере в течение 1 min; г) контролируемое окисление в шлюзовой камере в течение 15 min. Два этапа окисления выбраны для демонстрации скорости роста высшего оксида на поверхности пленки в зависимости от времени окисления.

На рис. 2 показаны рентгеновские фотоэлектронные спектры, снятые после каждого этапа: обзорные спектры (a); спектральная линия Nb 3d (b). Цифрами обозначены спектры: 1 — до распыления; 2 — после распыления (20 min); 3 — после модификации (10 min); 4 — после кратковременного окисления (1 min); 5 — после длительного окисления (15 min).

На рис. 2, b показана динамика изменения спектральных линий Nb 3d после различных этапов формирования пленок. Если до распыления спектр формируется в основном фотоэлектронами от слоя высшего оксида Nb₂O₅, то после распыления дублетные спектральные линии высшего оксида накладываются на дублетные спектральные линии субоксидов и чистого ниобия. Эти линии смещены относительно линий чистого ниобия на различные величины энергии химического сдвига в зависимости от степени окисления ниобия. Вклад пиков высшего оксида, субоксидов и чистого ниобия в общую интенсивность спектральной линии меняется после каждого этапа формирования неоднородной пленки.

В табл. 1 представлены результаты послойного химического и фазового анализа после каждого этапа формирования оксидных и субоксидных слоев на ниобиевой пленке толщиной 50 nm.

Послойный анализ показывает, что при атмосферном окислении пленок под слоем из высшего оксида формируется переходной слой между высшим оксидом и металлом толщиной порядка 2 nm. При распылении было снято порядка 4 nm слоя высшего оксида. После модификации на поверхности образовался субоксидный слой толщиной 1 nm. После кратковременного

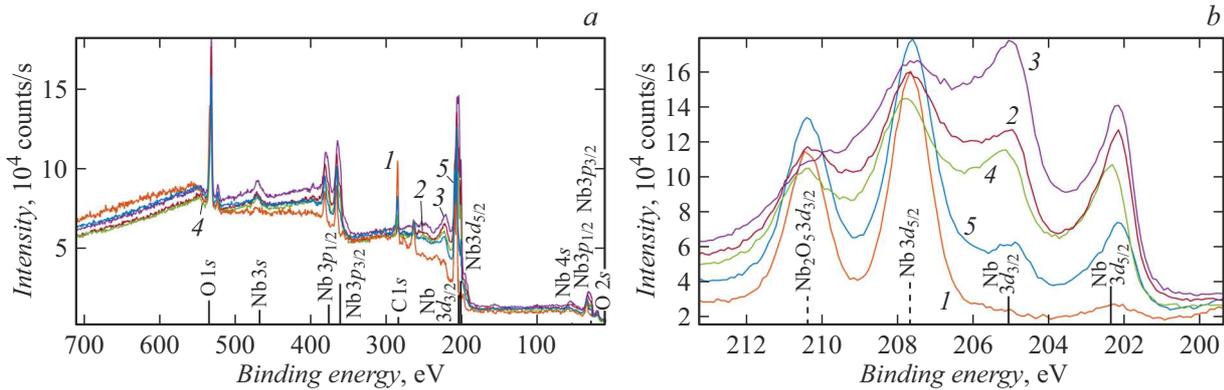


Рис. 2. Рентгеновские фотоэлектронные спектры: *a* — обзорный спектр; *b* — спектральная линия Nb 3*d*.

Таблица 1. Послойный химический и фазовый состав неоднородных многослойных пленок

Слой	1		2		3		4		5	
	<i>d</i> , nm	Формула	<i>d</i> , nm	Формула	<i>d</i> , nm	Формула	<i>d</i> , nm	Формула	<i>d</i> , nm	Формула
4	—	—	—	—	—	—	0.84 ± 0.15	Nb ₂ O ₅	1.58 ± 0.23	Nb ₂ O ₅
3	—	—	0.36 ± 0.10	0.47 NbO ₂ + 0.39 Nb ₂ O ₃ + 0.14 NbO	1.02 ± 0.17	0.32 NbO ₂ + 0.42 Nb ₂ O ₃ + 0.26 NbO	0.40 ± 0.08	0.30 NbO ₂ + 0.52 Nb ₂ O ₃ + 0.18 NbO	0.19 ± 0.04	0.66 NbO ₂ + 0.18 Nb ₂ O ₃ + 0.16 NbO
2	7.5 ± 0.4	Nb ₂ O ₅	2.9 ± 0.3	Nb ₂ O ₅	2.5 ± 0.3	Nb ₂ O ₅	2.5 ± 0.3	Nb ₂ O ₅	2.5 ± 0.3	Nb ₂ O ₅
1	2.1 ± 0.3	Nb ₂ O	1.3 ± 0.3	Nb ₂ O	1.2 ± 0.3	Nb ₂ O	1.0 ± 0.3	Nb ₂ O	1.0 ± 0.3	Nb ₂ O
0		Nb		Nb		Nb		Nb		Nb

Примечание. Номера столбцов: 1 — до распыления; 2 — после распыления (20 min); 3 — после модификации (10 min); 4 — после кратковременного окисления (1 min); 5 — после длительного окисления (15 min).

окисления сверху почти половина субоксидного слоя окислилась до высшего оксида. После 15 min окисления образовался слой высшего оксида порядка 2 nm. Слои с толщинами меньше 0.5 nm можно трактовать не как сплошные слои, а как неоднородные слои, имеющие разрывы, или как островковые структуры.

3.2. Формирование чередующихся субоксидных слоев с различной степенью окисления металла

Эксперименты проводились с окисленной на воздухе пленкой ниобия толщиной 15 nm на кремниевой подложке. Для формирования чередующихся субоксидных и оксидных слоев были проведены следующие этапы: а) распыление оксидного слоя ионными пучками аргона с энергией 1 keV в течение 30 min под углом 70° к нормали, ионный ток — 1.5 μA; б) модификация оксидного слоя ионными пучками с энергией 500 eV в течение 15 min под углом 70° к нормали, ионный ток — 0.5 μA; в) контролируемое окисление в шлюзовой камере в течение 1 min; г) модификация оксидного слоя ионными пучками с энергией 500 eV в течение 15 min под углом 70° от нормали, ионный ток — 0.5 μA.

На рис. 3 показаны рентгеновские фотоэлектронные спектры (спектральная линия Nb 3*d*), снятые после каждого этапа. Цифрами обозначены спектры: 1 — до распыления; 2 — после распыления (30 min); 3 — после модификации (15 min); 4 — после кратковременного окисления (1 min); 5 — после модификации (15 min).

В табл. 2 представлены результаты послойного химического и фазового анализа после каждого этапа формирования оксидных и субоксидных слоев на ниобиевой пленке толщиной 15 nm.

Послойный анализ показывает, что при атмосферном окислении пленок под слоем из высшего оксида формируется переходной слой между высшим оксидом и металлом толщиной порядка 2 nm. При распылении было снято порядка 6 nm слоя из высшего оксида. Распыление ионами с энергией 1 keV приводит к образованию сверху субоксидного слоя большей толщины, чем при распылении ионами 500 eV. Это объясняется тем, что средняя глубина проникновения ионов с энергией 1 keV в полтора раза больше, чем для ионов с энергией 0.5 keV. После первой модификации на поверхности образовался субоксидный слой толщиной порядка 2 nm. Кратковременное окисление приводит к формированию монослоя из высшего оксида. Вторая модификация создает сверху

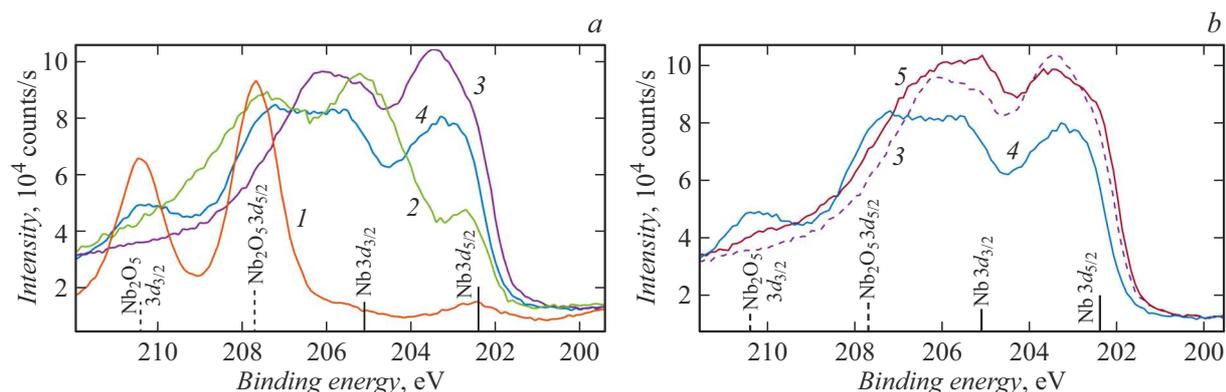


Рис. 3. Рентгеновские фотоэлектронные спектры: спектральная линия Nb 3d.

Таблица 2. Послойный химический и фазовый состав неоднородных многослойных пленок

Слой	1		2		3		4		5	
	<i>d</i> , nm	Формула	<i>d</i> , nm	Формула	<i>d</i> , nm	Формула	<i>d</i> , nm	Формула	<i>d</i> , nm	Формула
4	–	–	–	–	1.62 ± 0.23	0.22 NbO+ 0.78 Nb ₂ O	0.65 ± 0.10	Nb ₂ O ₅	0.96 ± 0.16	Nb ₂ O
3	–	–	1.43 ± 0.21	0.16 NbO ₂ + 0.34 Nb ₂ O ₃ + 0.50 NbO	0.33 ± 0.06	0.67 NbO ₂ + 0.33 ± 0.06	1.33 ± 0.11	0.27 NbO ₂ + 0.36 NbO+ 0.37 Nb ₂ O	0.88 ± 0.15	0.24 NbO ₂ + 0.21 Nb ₂ O ₃ + 0.55 NbO
2	8.4 ± 0.4	Nb ₂ O ₅	2.3 ± 0.3	Nb ₂ O ₅	1.0 ± 0.2	Nb ₂ O ₅	0.8 ± 0.3	Nb ₂ O ₅	1.1 ± 0.3	Nb ₂ O ₅
1	1.6 ± 0.3	Nb ₂ O	1.4 ± 0.3	Nb ₂ O	1.3 ± 0.3	Nb ₂ O	1.0 ± 0.3	Nb ₂ O	0.9 ± 0.3	Nb ₂ O
0		Nb		Nb		Nb		Nb		Nb

Примечание. Номера столбцов: 1 — до распыления; 2 — после распыления (30 min); 3 — после модификации (15 min); 4 — после кратковременного окисления (1 min); 5 — после модификации (15 min).

слой с малой степенью окисления ниобия. При увеличении глубины степень окисления ниобия возрастает и на глубине 2 nm становится максимальной. После 3 nm наблюдается слой с малой степенью окисления. Этот слой сохранился от исходной структуры до распыления.

Заключение

В работе предлагается технология формирования многослойных оксидных и субоксидных слоев на ультратонкой металлической пленке в несколько этапов ионного распыления, модификации и окисления. После каждого этапа проводится *in situ* контроль послойного состава пленки. Применяемый метод анализа послойного состава пленок [9] позволяет, не разрушая, определять послойный химический и фазовый состав многослойных многокомпонентных пленок на различных подложках с субнанометровой точностью до глубины порядка десяти нанометров. Комбинируя параметры ионного распыления (угол падения на мишень, энергию ионов, ионный ток, время распыления), порядком и временем окисления можно добиться формирования разнообразных металл-субоксидных структур. Достоверное знание по-

слойного химического и фазового состава многослойных многокомпонентных пленок и его изменения в зависимости от различных внешних факторов позволит улучшить технологию получения таких пленок и предсказывать поведение этих пленок в различные моменты эксплуатации.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] L. Chua. IEEE Tr. Circuit Theor., **18**, 507–519 (1971).
- [2] А.Н. Белов, А.А. Перевалов, В.И. Шевяков. Изв. вузов. Физика и технология, **22**, 42017305 (2017).
- [3] A. Belov, D. Korolev, I. Antonov, V. Kotomina, A. Kotina, E. Gryaznov, A. Sharapov, M. Koryazhkina, R. Kryukov, S. Zubkov, A. Sushkov, D. Pavlov, S. Tikhov, O. Morozov, D. Tetelbaum. Adv. Mater. Technol., **5**, 1900607 (2020). DOI: 10.1002/admt.201900607
- [4] А. Гудков, А. Гогин, М. Кик, А. Козлов, А. Самусь. Электроника: Наука, технология, бизнес, 156–162 (2014).

- [5] S.K. Nath, S.K. Nandi, S. Li, R.G. Elliman. *Nanotechnology*, **31**, 235701 (2020).
- [6] M. Gul, H. Efeoglu. *J. Mater. Sci. Mater. El.*, **33**, 7423–7434 (2022). DOI: 10.1007/s10854-022-07864-z
- [7] W.D. Songa, J.F. Yinga, W. He, V.Y.-Q. Zhuo, R. Ji, H.Q. Xie, S.K. Ng, Serene L.G. Ng, Y. Jiang. *Appl. Phys. Lett.*, **106**, 031602 (2015). doi.org/10.1063/1.4906395
- [8] A.V. Lubenchenko, A.A. Batrakov, I.V. Shurkaeva, A.B. Pavolotsky, S. Krause, D.A. Ivanov, O.I. Lubenchenko. *J. Surf. Invest. X-Ray*, **12**, 692–700 (2018).
- [9] A.V. Lubenchenko, A.A. Batrakov, A.B. Pavolotsky, O.I. Lubenchenko, D.A. Ivanov. *Appl. Surf. Sci.*, **427**, 711–721 (2018).
- [10] J.J. Yeh, I. Lindau. *Atom. Data Nucl. Data*, **32**, 1 (1985).
- [11] S. Tanuma, C.J. Powell, D.R. Penn. *Surf. Interface Anal.*, **21.3**, 165 (1994).
- [12] J.P. Biersack, L.G. Haggmark. *Nucl. Instrum. Meth.*, **174**, 257–269 (1980).
- [13] S. Doniach, M. Sunjic. *J. Phys. C Solid State.*, **3.2**, 285 (1970).
- [14] J.F. Moulder, W.F. Stickle, P.E. Sobol, K.D. Bomben. *Handbook of X Ray Photoelectron Spectroscopy: A Reference Book of Standard Spectra for Identification and Interpretation of XPS Data* (Physical Electronics, 1979)
- [15] A.V. Naumkin, A. Kraut-Vass, C.J. Powell. *NIST X-ray photoelectron spectroscopy database* (2008)