

---

---

НАНОРАЗМЕРНЫЕ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ  
МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

---

---

УДК 544

О НЕРАЗРУШАЮЩЕМ ПРОФИЛИРОВАНИИ  
СОСТАВА ТОНКИХ МЕТАЛЛ-ОКСИДНЫХ НАНОСТРУКТУР  
МЕТОДАМИ СПЕКТРОЭЛЛИПСОМЕТРИИ

© 2025 г. В. А. Котенев\*

*Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина, ИФХЭ РАН*

*Ленинский пр., 31, корп. 4, Москва, 119071 Россия*

*\*E-mail: m-protect@mail.ru*

Поступила в редакцию 07.12.2023 г.

После доработки 20.09.2024 г.

Принята к публикации 05.03.2025 г.

Рассмотрены принципы спектральной поляризационной рефлектометрии и эллипсометрии для неразрушающего контроля тонких металл-оксидных наноструктур — рабочих материалов металл-оксидной наноэлектроники. Спектральные измерения рефлектометрических и эллипсометрических параметров позволяют восстановить профиль состава неоднородного по объему слоя металл-оксидного нанокомпозита путем решения интегрального уравнения 1 рода типа Фредгольма. Метод был протестирован при исследовании структуры и состава термооксидного слоя при электроконтактном нагреве тонкой пленки стали на основе системы Fe—18Cr в области низкотемпературного активирования, где при изменении активности окислителя структура, состав и электрические свойства неоднородного поверхностного термооксидного слоя существенно изменяются.

*Ключевые слова:* неразрушающий контроль, тонкие металл-оксидные наноструктуры, спектроэллипсометрия

DOI: 10.31857/S0044185625020094, EDN: KQLPUN

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Дальнейшее развитие микро- и наноэлектроники во многом связано с разработкой более емких, быстродействующих, энергонезависимых и надежных устройств для записи, обработки и хранения информации. В этой связи новые перспективы открывают мемристоры — простые и технологичные двухполюсные устройства, электрическое сопротивление которых, в отличие от существующих, изменяется в зависимости от протекшего через него заряда и сохраняется в течение достаточно длительного срока [1–6].

В последние годы был предложен ряд альтернативных материалов для использования в качестве активного слоя мемристора. Можно

отметить эффекты переключения в 2-мерных и 3-мерных ансамблях металл-оксидных наночастиц, а также 3-мерных металл-оксидных композитах [2–6]. Особо перспективными могут оказаться мемристоры на основе планарных ансамблей консолидированных и контактирующих между собой наночастиц частично окисленного металла [6]. Получаемые вакуумным напылением и последующим доокислением такие металл-оксидные материалы часто представляют собой технологичные и достаточно дешевые в производстве металл-оксидные нанокомпозиты с мелкозернистой структурой, наночастицы которых обладают целым набором оксидных фаз. Кислород при их эксплуатации в атмосферных условиях может достаточно легко диффундировать нормально

к поверхности по границам зерен в глубь пленки композита. В результате именно на границах зерен преимущественно формируется оксидная фаза.

Очевидно, если через такую пленку протекает электрический ток, металл-оксидный нанокompозит работает как коллектив последовательно-параллельных МДМ- и/или МОМ-элементов, обладающих мемристорными эффектами. При этом вольт-амперные характеристики (ВАХ) всего 3-мерного ансамбля могут быть также нелинейными, обладающими выраженными мемристорными свойствами резистивного переключения всего ансамбля как целого [6].

Несмотря на значительные достижения в области синтеза и контроля металлических и металл-оксидных нанокompозитов, методы диагностики объемного строения таких наноструктур разрабатывались в недостаточной степени. Вместе с тем становится все более очевидным, что формирование наноструктур на разных стадиях окисления металлов и их наночастиц — скорее правило, чем исключение [8]. В этом отношении современные методы реконструктивной оптической томографии с нанозондовым контролем участка анализируемой поверхности являются достаточно удачной альтернативой, позволяющей прямое *in situ* исследование объемного строения как ансамблей, так и индивидуальных наночастиц [9, 10]. Особый интерес представляет комбинирование взаимодополняющих методов физико-химического контроля под управлением интеллектуальных информационных систем (ИИС) [11, 12], сочетающих как структурно-морфологические, так и спектральные методы *in situ* микрозондового контроля при контролируемом и/или непрерывном изменении температуры, состава атмосферы, наложении потенциала и т.д.

Ранее получил развитие метод эллипсометрической спектротомографии [13], позволяющий восстановить внутреннее строение поверхностного слоя по данным спектральных эллипсометрических измерений с использованием устойчивых алгоритмов решения обратных задач [16, 17]. Данный метод по используемым оптимизационным алгоритмам близок к интеллектуальным информационным технологиям восстановления полной информации о внутреннем строении объекта по ограниченному набору проекций. В качестве таковых обычно выступают различные направления

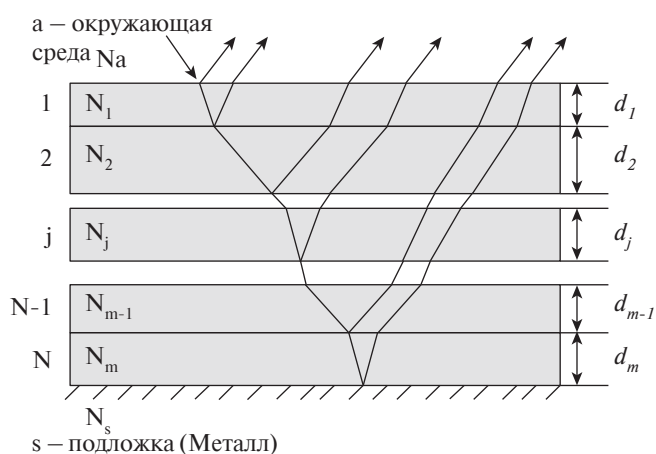
просвечивающего объект и отраженного зондирующего излучения [14, 15]. В спектральной томографии для исследования внутреннего строения слоя варьируют длину волны излучения. В ряде случаев это позволяет повысить пространственное разрешение внутреннего строения неоднородного слоя до единиц нм.

В данной работе рассмотрены методические принципы эллипсометрической спектротомографии для неразрушающего контроля структуры и состава многослойных пленок и металл-оксидных нанокompозитов, используемых в планарных нанотехнологиях энерго-независимой памяти.

## 2. АЛГОРИТМЫ РЕКОНСТРУКЦИИ

### 2.1. Многослойные пленки

Основным методом рефлектометрических исследований неоднородных пленок является их моделирование системой  $N$ -однородных фазовых слоев (см. рис. 1) с неизвестными толщинами  $d_1, d_2, \dots, d_N$  [18, 19]. Определив все возможные фазы (например, по диаграммам состояний материалов, составляющих неоднородную пленку), далее можно найти объемное содержание каждой фазы или толщину каждого фазового слоя. Это требует набора априорно известных оптических параметров (комплексных показателей преломления), составляющих неоднородный слой фаз.



**Рис. 1.** Оптическая модель многослойной структуры:  $a$  — окружающая среда,  $s$  — подложка (металл),  $m$  — общее количество подслоев,  $d_j$  — толщина  $j$ -го подслоя,  $N_j$  — комплексный показатель преломления  $j$ -го подслоя.





Данную задачу можно рассматривать как задачу восстановления функции распределения химически неоднородного слоя в пространстве его составов. Покажем это на простом примере двойного соединения  $A_yB$ , диэлектрическая проницаемость которого  $\varepsilon(y, \lambda)$  является известной функцией как длины волны  $\lambda$ , так и стехиометрии  $y$ , причем  $y$  меняется от  $y_1$  до  $y_2$ . Введем функцию распределения  $V(y)$  объемного содержания составов слоя по  $y$  соотношением  $V(y) = d\theta(y)/dy$ , при этом  $V(y)dy$  — доля объема неоднородного слоя, занимаемого соединением с составом, лежащим в диапазоне  $(y, y + dy)$ . Задачей является поиск данной функции распределения. При аппроксимации неоднородного слоя однородным эффективная диэлектрическая проницаемость  $\varepsilon_{eff}(\lambda)$  этого однородного слоя может быть определена из уравнения эффективной среды

$$\frac{\varepsilon_{eff}(\lambda) - 1}{\varepsilon_{eff}(\lambda) + 2} = \int_{y_1}^{y_2} V(y) \frac{\varepsilon(y, \lambda) - 1}{\varepsilon(y, \lambda) + 2} dy. \quad (8)$$

Как и выше, левая часть данного уравнения (а именно  $\varepsilon_{eff}(\lambda)$ ) может быть определена экспериментально, на основе спектральных рефлектометрических измерений и дальнейших расчетов в рамках однослойной модели. Таким образом, можно получить уравнение

$$\int_{y_1}^{y_2} V(y) \frac{\varepsilon(y, \lambda) - 1}{\varepsilon(y, \lambda) + 2} dy = F(\lambda), \quad (9)$$

где  $F(\lambda)$  — экспериментально измеряемая функция.

Из данного интегрального уравнения Фредгольма 1 рода можно далее определить вид функции  $V(y)$ , т.е. найти распределение состава неоднородного поверхностного слоя по его объему, т.е. решить классическую обратную задачу, но уже в пространстве составов неоднородного слоя.

Очевидно, для многокомпонентных металл-оксидных композиционных и нестехиометрических соединений их состав во многом определяет их физико-химические свойства. В частности, вольт-амперные характеристики таких соединений во многом определяются объемным соотношением проводящих, полупроводящих и непроводящих фаз, т.е. видом функции  $V(y)$ . Очевидно, контроль функции  $V(y)$  в процессе формирования металл-оксидного композита позволяет выбирать и формировать металл-оксидные многослойные пленки и нанокompозиты с заданным составом, структурой и морфологией, обладающими необходимыми электрическими свойствами мемристоров.

### 3. ПРИМЕР РЕАЛИЗАЦИИ МЕТОДА

Использование нержавеющей хромистых сталей в качестве химически стойких подложек для формирования компонентом микроэлектроники и, в частности, мемристоров в последнее время встречается все чаще [21, 22]. Очевидно, среди металлических материалов высокохромистые стали имеют преимущества благодаря своей высокой термической, механической и химической стабильности, большой устойчивости и стабильным эксплуатационным характеристикам в течение длительного времени. Однако при атмосферном окислении или термическом окислении стальных подложек на их поверхности могут формироваться тонкие обогащенные оксидами железа и хрома слои, сами по себе уже обладающие нелинейными электронными свойствами мемристоров [6, 7]. Учитывая высокую распространенность и технологичность сплавов на основе железа и нержавеющей сталей, можно предположить, что металл-оксидные мемристормы на основе окисленных многокомпонентных сталей, выполняющих функции металлической подложки и, по крайней мере, части металл-оксидной мемристормой среды, могут быть использованы в качестве достаточно дешевых и надежных устройств энергонезависимой памяти. Поэтому исследование состава, структуры и нелинейных электрических свойств многослойных и многокомпонентных металл-оксидных слоев и композитных структур на термически окисленных сталях представляется достаточно перспективным.

Ранее в работах [23–25] при исследованиях окисления образцов сплава Fe–18Cr в области низкотемпературного активирования было показано, что при изменении активности окислителя структурный состав, оптические свойства поверхностного термооксидного слоя кардинально меняются. Было показано, что при стандартном печном нагреве на поверхности сплава формируется неоднородный термооксидный слой, где концентрация окислов железа и хрома меняются по глубине оксида.

В приведенных в настоящей работе тестовых измерениях исследовалась структура термооксидного слоя на стали (на основе системы Fe–18Cr) уже как градиентно-композитного. В отличие от печного нагрева в данном случае использовался электроконтактный нагрев переменным током, что, как ожидается, позволило бы создать более совершенную 3-мерную градиентную структуру металл-оксидной активной среды мемристормы. Неоднородность оксидного слоя при этом

проявляется в изменяющемся объемном соотношении окислов железа и хрома не только по глубине, но и по поверхности оксидного слоя. На количественном уровне это означает, что объемная доля окислов хрома

$$\theta = \frac{V(\text{Cr}_2\text{O}_3) + V(\text{FeCr}_2\text{O}_4)}{V(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{FeCr}_2\text{O}_4)} \quad (10)$$

в оксиде является функцией координаты  $r$  по объему оксида ( $\theta = \theta(r)$ ). С точки зрения оптических параметров данное ограничение приведенными простыми окислами представляется оправданным. При этом оптические параметры оксида хрома и хромита достаточно близки. То же справедливо и для окислов железа: оптические параметры магнетита и гематита гораздо ближе, чем например магнетита и окислов хрома.

#### 4. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА И РЕЗУЛЬТАТЫ

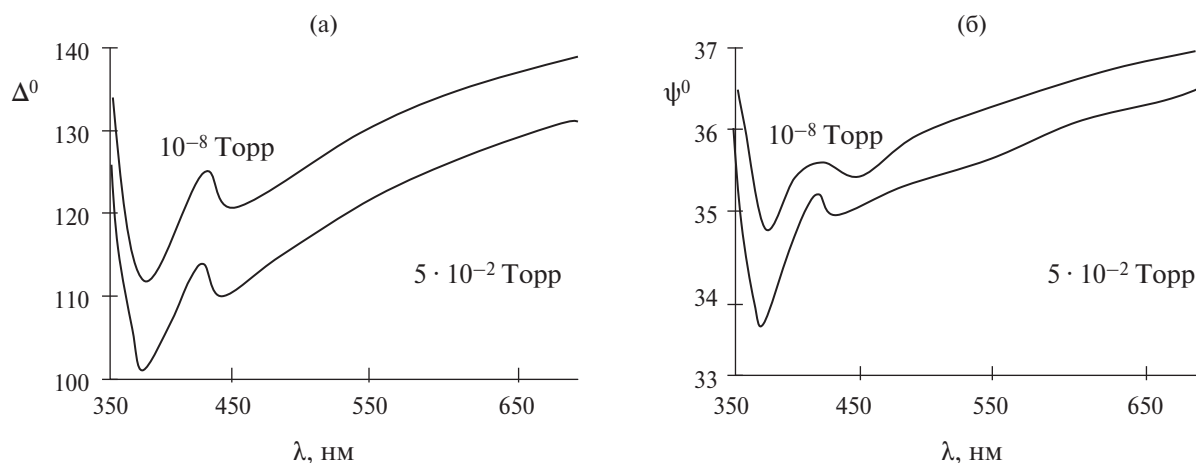
Использовали аустенитную сталь X18H10T (аналог AISI-321), содержащую (%) 18 Cr, 10 Ni, 1 Ti, 0.2 Mn, 0.03 C. Вырезали пленочные образцы-ленты одинакового размера длиной 100 мм, шириной 10 мм, толщиной 0.2 мм, шлифовали, полировали, промывали дистиллированной водой, протравливали в 10%  $\text{H}_2\text{SO}_4$ , промывали в дистиллированной воде и далее в спирте. Далее образцы вносили в вакуумную камеру. Для электроконтактного нагрева к противоположным концам образцов подсоединяли электроды, подключенные к мощному генератору переменного тока промышленной частоты (50 Гц). Далее камеру вакуумировали. Окисление проводили при

низком парциальном давлении (отжиг при вакууме  $10^{-8}$  Торр и температуре 670 К) и в области активно-пассивного перехода сплава Fe–18Cr ( $5 \cdot 10^{-2}$  Торр, 570 К). Время окисления – 1 час.

Для контроля толщины и состава поверхностного оксида был использован метод спектральной эллипсометрии (автоматизированный эллипсометр Гартнер L-119 XUV). Источником монохроматического излучения служила вольфрамовая лампа с монохроматором МДР-4.

Распределение химического состава по объему оксида и толщину поверхностного оксида определяли вышеописанным методом эллисометрической спектральной томографии, априорно допуская его состав: полуторный оксид хрома  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , гематит  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , магнетит  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ , хромит  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$ , термодинамически обусловленные и экспериментально регистрируемые для выбранных условий окислирования. Окислы других компонентов сплава в состав поверхностного оксида, как правило, входят в незначительных количествах [31]. Спектры оптических параметров данных оксидов брали из работ [27–29], сплава (подложки) – определялись в контрольном эксперименте на исходном отожженном образце в приближении эффективной подложки [18].

Для контроля морфологии поверхности использовали метод сканирующей электронной микроскопии [14]. Использовался растровый электронно-микроскопический комплекс (РЭМ) с полевым катодом Quanta 650 FEG (FEI, Нидерланды) в режиме детектирования вторичных электронов.



**Рис. 2.** Спектры эллипсометрических параметров  $\Delta$  (а) и  $\psi$  (б), полученные на отожженной поверхности (1 час,  $10^{-8}$  Торр, 670 К) и после 1 ч окисления (0.05 Торр) при 570 К;  $\lambda$  – длина волны света, нм.

На рис. 2 приведены спектры эллипсометрических параметров  $\Delta$  (а) и  $\psi$  (б), полученные на отожженной поверхности (1 час,  $10^{-8}$  Торр, 670 К) и после 1 ч окисления (0.05 Торр) при 570 К;  $\lambda$  — длина волны зондирующего излучения, нм.

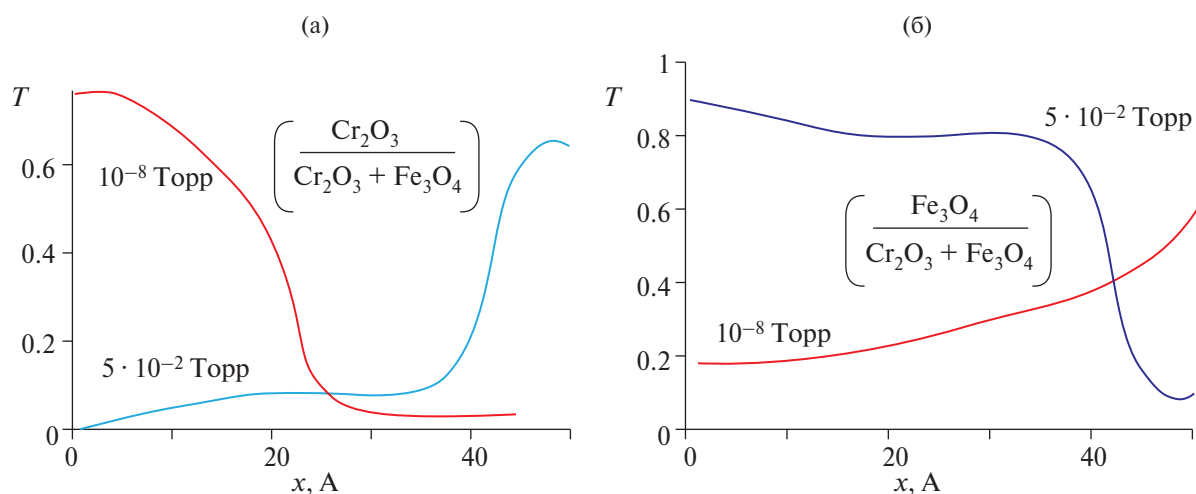
Дискретизацию полученных спектров осуществляли с шагом 20 нм. При этом поиск  $\theta = (\theta_1, \dots, \theta_N)$  включал поиск объемных содержаний  $N$ -фаз неоднородного слоя, в каждом из которых  $\theta$  (объемная доля окислов хрома или железа) менялась от 0 до 1 с шагом 0.2 ( $\theta = 0:0.2:1$ ). Рассчитанные с использованием уравнений (8)–(11) по полученным спектрам сглаженные профили содержания оксидов железа и хрома по глубине приведены на рис. 3.

Из рис. 3 видно, что для двух различных условий окислирования были получены два типа профилей распределения состава оксидного слоя. При высоковакуумном отжиге (670 К,  $10^{-8}$  Торр) поверхностный оксид состоит главным образом из  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$  и частично из оксидов железа. При этом окислы хрома концентрируются около границы раздела оксид–газ. При понижении температуры до 570 К и повышении давления в камере до 0.05 Торр происходит образование оксидного слоя, преимущественно обогащенного оксидами железа с наличием оксидов хрома, концентрирующихся около границы раздела металл–оксид. При росте парциального давления кислорода в системе фронт формирования слоя оксидов хрома  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  смещается от границы раздела оксид–газ все ближе к границе раздела металл–оксид.

Предположенная в томографических расчетах композитная модель материала оксида ( $\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{Cr}_2\text{O}_3$ ) может формально рассматриваться как шпинель переменного (по глубине) состава  $\text{Fe}(\text{Fe}_{2-x}\text{Cr}_x)\text{O}_4$ , по существу представляющая собой твердый раствор  $\text{CrO}_x$  и  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ . Когда локальное содержание хрома в такой шпинели превышает критическое значение, в данной точке толщины оксида реализуются условия формирования оксидной фазы  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . При этом  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  может выделяться в виде индивидуальной фазы. Место локализации данной реакции зависит от температуры и парциального давления кислорода. Поэтому можно подобрать условия, при которых избирательность окислирования хромистых сплавов определяется не просто соотношением общего объемного содержания оксидов железа и хрома в неоднородном поверхностном оксиде, а пространственной локализацией субслоя оксидов хрома в объеме оксида.

Очевидно, при наложении внешней поляризации<sup>3</sup> на оксидный слой пространственная локализация субслоя оксидов хрома в объеме оксида также должна смещаться. Речь идет о контактном наложении внешней поляризации (например, в стандартной для мемристоров геометрии конденсатора или с помощью зонда АСМ) на мемристорную структуру: сплав–оксид–металл. Такое управление локализацией субслоя оксидов хрома

<sup>3</sup> Для мемристоров, где принцип работы обусловлен внешней поляризацией и результирующим управлением фазового состава и/или структуры металл-оксидной среды [1–6].



**Рис. 3.** Рассчитанные профили объемного содержания  $T$  оксидов хрома (а) и оксидов железа (б) в неоднородном поверхностном оксиде, полученные на отожженной поверхности (1 час,  $10^{-8}$  Торр, 670 К) и после 1 часа окисления (0.05 Торр) при 570 К;  $x$  — координата “в глубину” оксида.

в оксидном слое очевидно может привести к нелинейным вольт-амперным характеристикам, характерным для оксидных материалов энергонезависимой памяти мемристоров.

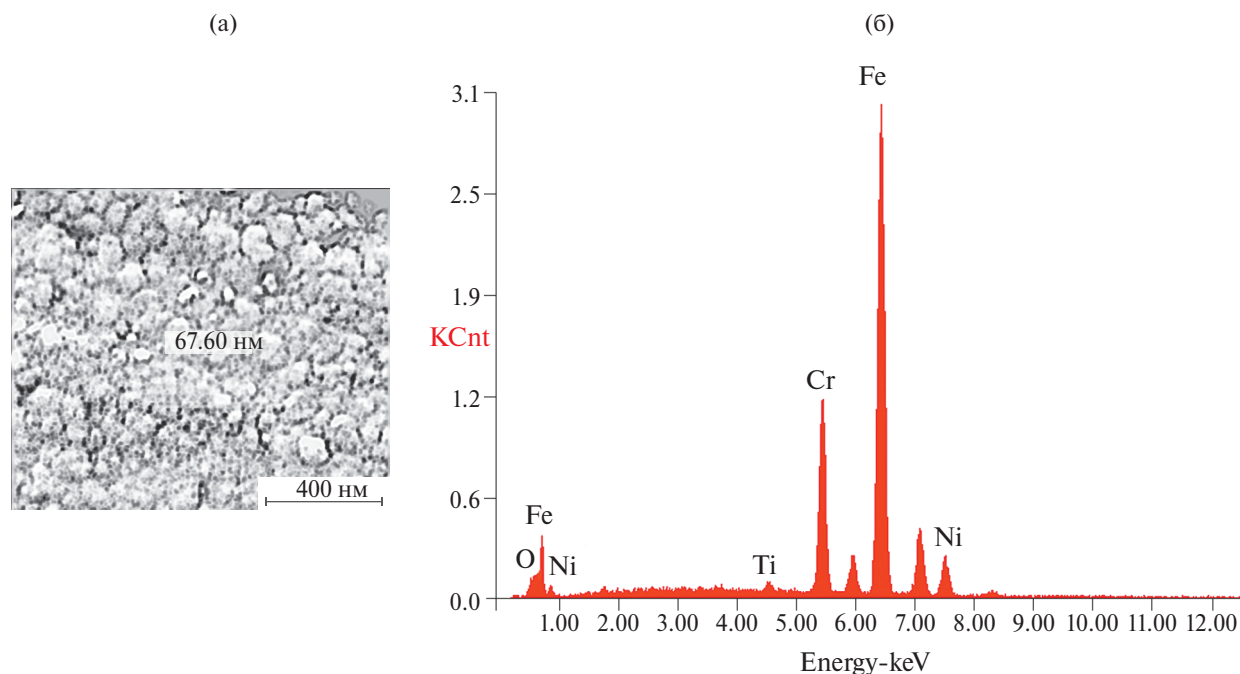
Другим характерным случаем формирования нелинейной металл-оксидной структуры на сплаве Fe–18Cr является рост магнетит-гематитового двойного слоя на границе раздела с атмосферой [6]. Очевидно, это происходит в области активно-пассивного перехода при давлении оксидирования 0.05 Торр (см. рис. 3б) [26]. Близкий случай был ранее рассмотрен в работе [6], где было показано, что структура магнетит–гематит обладает нелинейными электрическими свойствами, характерными для мемристоров.

На рис. 4а приведены данные электронномикроскопических исследований стали после электроконтактного нагрева при давлении 0.05 Торр при 570 К. Видно, что поверхностный слой состоит, видимо, из сросшихся железо-оксидных нанокристаллитов размером 20–60 нм на границе раздела с атмосферой. С учетом данных рис. 3 видно, что при давлении окислительной среды 0.05 Торр железо-оксидные нанокристаллиты формируются на примыкающем к сплаву компактному тонкому слою оксидов хрома. Исходя из полученной средней толщины оксида 40 Å и диаметра наночастиц оксида 20–60 нм, можно предположить, что поверхностный слой металл-оксидного

нанокompозита состоит из плотно упакованных микрокристаллитов-пластинок гематита. Данный тип 2-мерной структуры оксидного слоя ранее уже неоднократно наблюдался при оксидировании железа [31–33]. Такая структура оксида обуславливает проницаемость кислорода по границам зерен оксида к металлической подложке. Очевидно, результирующий рост концентрации кислорода по глубинам оксида с необходимостью ведет к росту средней регистрируемой скорости роста нанокристаллитов оксидов железа и подслоя окислов хрома, что подтверждается также данными энергодисперсионной спектроскопии (рис. 4б).

Очевидно, рассмотренное в данной работе электроконтактное оксидирование переменным током может быть рассмотрено как метод формирования наноструктурированных 2-слойных оксидных слоев, обладающих потенциалом создания 2- и 3-мерных архитектур железо-оксидных мемристоров.

Результаты контроля фазового состава металл-оксидного нанокompозита на основе стали коррелировали с независимыми данными электронной Оже-спектроскопии с послойным травлением аргоновым пучком. Это позволяет на основании отдельной обучающей выборки данных по нелинейно-электронным свойствам металл-оксидного нанокompозита далее прогнозировать оптические свойства гибридных



**Рис. 4.** Морфология (а) и элементный состав (б) поверхности стали X18H10T после электроконтактного нагрева при 570 К в течение 1 часа при давлении 0.05 Торр.

металл-оксидных покрытий на всех стадиях их роста и формовки по данным только бесконтактного *in situ* оптического контроля — рефлектометрического или эллипсометрического.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Рассмотрены примеры применения методов эллипсометрической томографии для неразрушающего контроля распределения комплексного показателя преломления по объему неоднородного композитного металл-оксидного поверхностного слоя. Спектральные эллипсометрические измерения света, отраженного и рассеяного неоднородным поверхностным слоем, позволяют реализовать томографический принцип и восстановить внутреннее строение слоя путем решения интегрального уравнения 1 рода. Введение в томографию новой координаты — длины волны зондирующего излучения позволяет в рамках реконструктивной спектроскопии исследовать новый тип неоднородности — неоднородность поверхностных слоев в пространстве химических составов.

Метод протестирован при исследовании электроконтактного оксидирования стали на основе системы Fe—18Cr в области низкотемпературного активирования, где при изменении активности окислителя структура, состав и электрические свойства неоднородного поверхностного термооксидного слоя существенно меняются. Показано, что электроконтактное оксидирование переменным током нержавеющей стали X18H10T (аналог AISI-321) может быть использовано как метод формирования наноструктурированных 3-мерных архитектур железо-оксидных фазовых мемристоров.

В следующей части работы на основе разработанных методов спектральной томографии а также методов АСМ и зондовой спектроскопии будет продолжено модельное исследование процессов низкотемпературного роста и самоорганизации нанокompозитов на основе металл-оксидных слоев, перспективных при построении новых типов мемристоров, а также новых элементов гелио- и оптоэлектроники.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Resistive Switching. From Fundamentals of Nanoionic Redox Processes to Memristive Device Applications // Eds D. Ielmini and R. Waser. Weinheim: Wiley, 2016.

2. Kim T.H., Jang E.Y., Lee N.J. et al. // Nano Lett. 2009. V. 9. 2229.
3. Yoo J.W., Hu Q., Baek Y.-J. et al. // Appl. Phys. 2012. V. 45. P. 225304.
4. Baek Y.-J., Q. Hu, Yoo J.W. // Nanoscale. 2013. V. 5. P. 772.
5. Nagashima K., Yanagida T., Oka K. et al. // Nano Lett. 2010. V. 10. P. 1359.
6. Котенев В.А., Высоцкий В.В. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2019. Т. 55. № 5. С. 522–530.
7. Pham K.N., Ta K.H.T., Nguyen L.T.T., Tran V.C. and Phan B.T. // Advances in Materials Physics and Chemistry. 2016. V. 6. P. 21.  
<http://dx.doi.org/10.4236/ampc.2016.63003>
8. Fu Y., Chen J., Zhang J. // Chem. Phys. Lett. 2001. V. 350. P. 491.
9. Котенев В.А., Киселев М.Р., Золотаревский В.И., Цивадзе А.Ю. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2014. Т. 50. № 4. С. 399.
10. Soler M.A.G., Qu F. // Raman Spectroscopy for Nanomaterials Characterization / Ed. Ch.S.S.R. Kumar. Berlin, Heidelberg: Springer, 2012. P. 379.
11. Paranaíba O., Neto V. // Journal of Computational and Theoretical Nanoscience. 2014. V. 11. P. 1.
12. Li D., and Du Y. Artificial intelligence with uncertainty. N. Y.: Chapman & Hall/CRC, Taylor & Francis Group, 2007.
13. Kotenev V.A. // Proc. SPI E. 1992. V. 1843. P. 259.
14. Kaiser J.H. // Appl. Phys. B. 1988. V. 45. P. 1.
15. Хермен Г. Восстановление изображений по проекциям: Основы реконструктивной томографии. М.: Мир, 1983. 352 с.
16. Тихонов А.Н., Арсенин В.Я. Методы решения некорректных задач. М.: Наука, 1986. 287 с.
17. Верлань А.Ф., Сизиков В.С. Интегральные уравнения. Киев: Наук. Думка, 1986. 543 с.
18. Azzam R.M.A., Bashara N.M. Ellipsometry and Polarized Light. Amsterdam: North-Holland, 1977.
19. Hunderi O. // Surface Science. 1980. V. 96. № 1. P. 1.
20. Lorentz H.A. // Wiedem. Ann. 1880. V. 9. P. 641.
21. Lorenz L. // Wiedem Ann. 1881. V. 11. P. 70.
22. Yan X., Wang J., Zhao M., Li X. et al. // Applied Physics Letters. 2018. V. 113. № 1. 013503.  
<https://doi.org/10.1063/1.5027776>
23. Gergel-Hackett N., Tedesco J.L., Richter C.A. // Proceedings of the IEEE. 2012. V. 100. № 6. P. 1971.
24. Котенев В.А. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2023. Т. 59. № 4. С. 387–396.
25. Котенев В.А. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2021. Т. 57. № 6. С. 609–617.
26. Котенев В.А. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2024. Т. 60. № 5. С. 501–506.

27. *Котенев В.А.* // Защита металлов. 2003. Т. 39. № 4. С. 437-447.
28. *Tanaka T.* // Jap. J. Appl. Phys. 1979. V. 18. P. 1043.
29. *Idczak E., Oleszkiewicz E.* // Thin Solid Films. 1981. V. 77. P. 301.
30. *Винчелл А.Н., Винчелл Г.В.* Оптические свойства искусственных минералов. М.: Мир, 1967.
31. *Hua S.B., Jin T., Guo X.* // Int. J. Extrem. Manuf. 2024. V. 6. 032008.
32. Окисление металлов / Под ред. Бенара Ж.М. Металлургия, 1968. Т. 2. 448 с.
33. *Boggs W.E., Kachik R.H., Pellizier G.E.* // J. Electrochem. Soc. 1965. V. 112. № 6. P. 539.
34. *Boggs W.E., Kachik R.H., Pellizier G.E.* // J. Electrochem. Soc. 1967. V. 114. № 1. P. 32.