

12,13,09

# Влияние обработки в плазме ( $O_2, H_2$ ) на структуру и физические свойства пленок $SnO_x$

© Н.Б. Бейсенханов

Физико-технический институт Министерства образования и науки Республики Казахстан, Алма-Ата, Казахстан

E-mail: beisen@sci.kz, beisen@mail.ru

(Поступила в Редакцию 18 мая 2010 г.)

Рассмотрено влияние обработки водородной и кислородной плазмой тлеющего разряда на структурные и оптические свойства пленок  $SnO_x$  толщиной 270–350 nm, полученных магнетронным распылением и золь-гель-методом на стеклянной подложке. Показано сегрегирующее и разрушающее воздействие плазмы на структуру кристаллитов и прозрачность пленок, а также на их пористость. Выявлена принципиальная возможность получения посредством обработки в водородной плазме тлеющего разряда кристаллоаморфных наноструктур, в которых качественные нанокристаллы оксидов олова чередуются с кластерами оксидов олова.

Работа поддержана Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан: „Исследование физических процессов формирования нанообъектов и наноструктур на поверхности и границах раздела различных материалов для создания приборных структур широкого диапазона применений“ (ГР 0109РК00887, шифр Ф0500, 2009–2011 гг.).

## 1. Введение

Разнообразие специфических и уникальных свойств  $SnO_2$  способствует его широкому практическому применению. Наноструктурированные пленки  $SnO_2$  могут быть использованы в качестве чувствительного элемента при создании газовых сенсоров или прозрачных электродов для оптоэлектронных устройств [1].

Метод получения пленок  $SnO_x$  оказывает существенное влияние на их характеристики. К существенным различиям пленок, полученных методом магнетронного распыления и золь-гель-методом, можно отнести состав синтезированной пленки и его стехиометрию, оказывающие влияние на свойства пленок как после осаждения, так и после обработки.

Среди различных методов повышения чувствительности металлооксидных слоев особый интерес представляют обработка в плазме различных газов (в основном  $O$  или  $H$ -плазма) [2–5]. Анализ изменения оптических параметров и структурных характеристик после обработки плазмой может способствовать лучшему пониманию динамики изменения физических и структурных свойств тонких пленок диоксида олова.

В настоящей работе представлены результаты исследования влияния обработки водородной и кислородной плазмой тлеющего разряда на структурные и оптические свойства пленок  $SiO_2$ , полученных магнетронным распылением и золь-гель-методом.

## 2. Эксперимент

Пленки  $SnO_x$  толщиной  $\sim 300$  nm осаждены на микроскопные стеклянные слайды методом реактивного магнетронного распыления. Параметры осаждения: на-

пряжение на катоде — 470 V, ток разряда — 35 mA, давление смеси  $Ar-O_2$  внутри камеры — 1–2.7 Pa, концентрация кислорода  $\sim 10\%$ , скорость осаждения пленок  $\sim 0.05$  nm/s, температура подложки 200°C.

Раствор необходимой концентрации для изготовления пленок  $SnO_2$  толщиной  $\sim 300$  nm золь-гель-методом (методом центрифугирования) был получен растворением безводного  $SnCl_4$  в 97% этаноле. Кинематическая вязкость раствора составила  $\sim 1.9$  mm<sup>2</sup>/s. Раствор наносился на стеклянную подложку, расположенную на специально разработанном столике ротора центрифуги. Скорость вращения центрифуги  $\sim 3000$  min<sup>-1</sup>. Время центрифугирования составило 3–5 s. Подложки с нанесенной пленкой высушивались с помощью инфракрасного излучателя при температуре 80°C в течение 3–5 min. Затем образцы помещались в муфельную печь и высушивались при температуре 400°C в течение 15 min. Для получения пленок необходимой толщины после сушки наносили дополнительные слои.

Структура осажденных пленок изучалась методом рентгеновской дифракции с использованием узкоколлимированного ( $0.05 \cdot 1.5$ ) mm<sup>2</sup> монохроматического  $CuK_\alpha$ -пучка рентгеновских лучей, направленного под углом 5° к поверхности образца. Средний размер кристаллитов в различных плоскостях определен по методу Джонса [6,7] из полуширины рентгеновских линий. Погрешность в зависимости от величины уширения рентгеновской линии находилась в пределах 3–7%. Исследование топографии пленок проводилось на атомно-силовом микроскопе JSPM-5200, JEOL (Япония) полуконтактным методом.

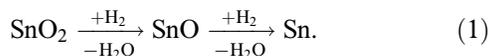
Оптические параметры пленок оценивались из спектров пропускания, измеренных на двулучевых спектрофотометрах СФ-256 УВИ (190–1200 nm) и СФ-256 (1100–2500 nm) (ЛОМО, Россия).

Обработка кислородной и водородной плазмой мощностью  $\sim 20$  W и частотой колебаний  $27.12 \text{ MHz} \pm 0.6\%$  проводилась при давлении 6.5 Pa, температуре образцов  $\sim 100^\circ\text{C}$  в течение 5, 10, 15 и 20 min. Отжиг образцов проводился на воздухе при температуре  $550^\circ\text{C}$  в течение 1 h.

### 3. Результаты

Оптические спектры пропускания пленок  $SnO_x$  показаны на рис. 1. В табл. 1 представлены оптические параметры пленок, вычисленных стандартными способами [8,9]. Пленки, синтезированные золь-гель-методом, имеют большую пористость, что способствует их более высокой газочувствительности [10].

Для пленок  $SnO_x$ , полученных магнетронным распылением (рис. 1, кривая 2), обработка H- или O-плазмой слабо влияет на их спектры пропускания в интервале длин волн 300–1200 nm (рис. 1, кривая 3 и 4). Для пленок, полученных золь-гель-методом (рис. 1, кривая 5), обработка O-плазмой приводит к уменьшению пропускания  $T(\lambda)$  в пределах 1–5% (рис. 1, кривая 6), что, вероятно, связано с их более высокой пористостью. Обработка H-плазмой этих пленок привела к заметному уменьшению пропускания на 3–15% (рис. 1, кривая 7), что связано с нарушением структуры и образованием непрозрачных соединений  $SnO$  в соответствии с выражением (1)

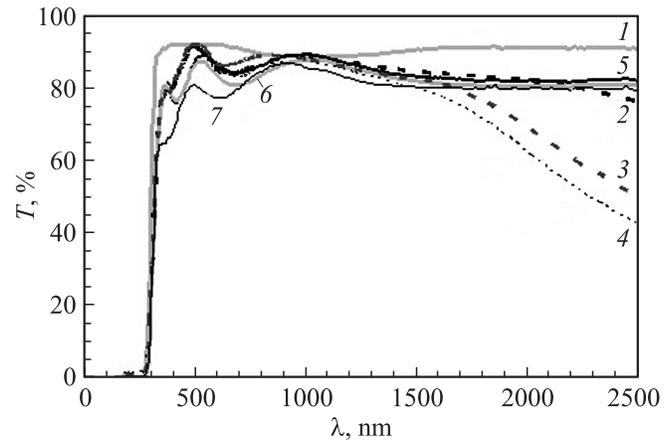


В области 1200–2500 nm наблюдается значительное падение  $T(\lambda)$  после обработки в течение 5 min O-плазмой или H-плазмой пленок  $SnO_x$ , синтезированных магнетронным распылением при давлении смеси  $Ag-O_2$  в камере 2.7 Pa (рис. 1, кривые 3 и 4). Уменьшение пропускания этих пленок, состоящих преимущественно из кристаллитов  $SnO_2$  (рис. 2, a), может происходить в

**Таблица 1.** Параметры пленок  $SnO_x$ , полученных магнетронным распылением при давлении смеси  $Ag-O_2$  внутри камеры 2.7 Pa и золь-гель-методом

Метод получения образца	$n$	$D$	$E_g$	$k$	$V$	$\rho$
Магнетронное распыление	1.830	280	4.05	$1.65 \cdot 10^3$	15.5	4.89
O-плазма	1.750	276	4.05	$1.68 \cdot 10^3$	21.0	5.45
H-плазма	1.805	294	4.05	$2.25 \cdot 10^3$	17.0	5.75
Золь-гель-метод	1.741	316	4.10	$2.50 \cdot 10^3$	22.3	5.40
O-плазма	1.816	297	4.10	$3.05 \cdot 10^3$	16.5	5.80
H-плазма	1.734	288	4.00	$5.91 \cdot 10^3$	22.8	5.36

Примечание.  $n$  — показатель преломления,  $D$  — толщина пленки (nm),  $E_g$  — ширина запрещенной зоны (eV),  $k$  — коэффициент поглощения ( $1/\text{cm}$ ),  $V$  — пористость (%),  $\rho$  — плотность ( $\text{g/cm}^3$ ).



**Рис. 1.** Оптические спектры пропускания подложки из стекла (1) и тонких пленок  $SnO_x$  на такой подложке после осаждения магнетронным распылением (давление смеси  $Ag-O_2$ ) 2.7 Pa (2) с последующей обработкой кислородной (3) или водородной (4) плазмой либо после осаждения золь-гель-методом (5) с последующей обработкой кислородной (6) или водородной (7) плазмой.

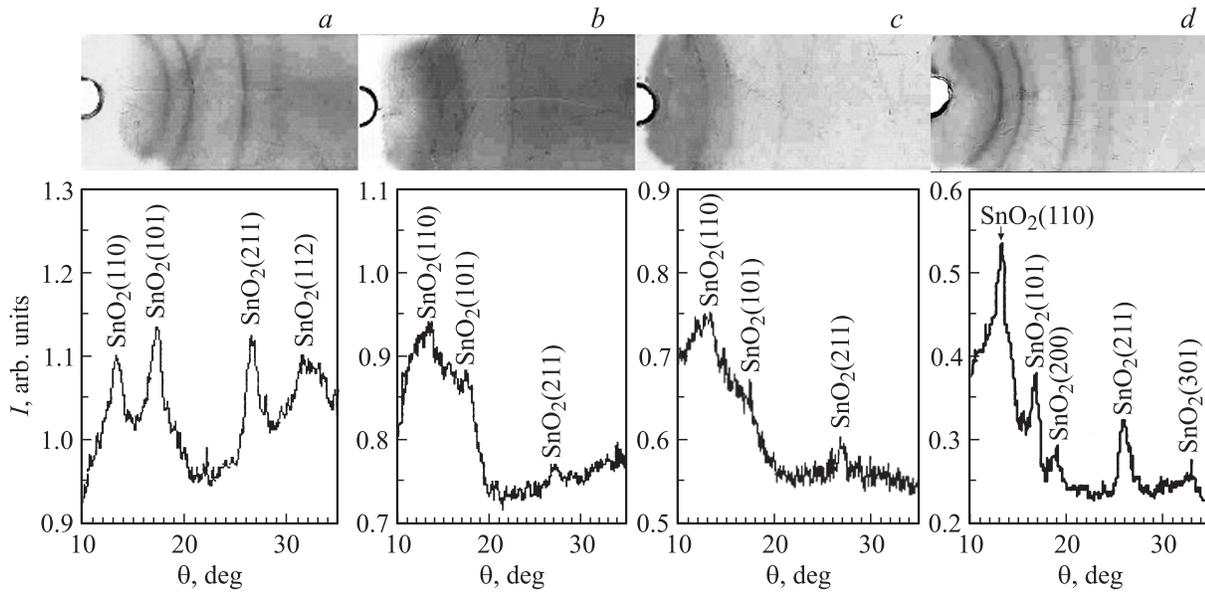
результате увеличения концентрации свободных носителей заряда из-за сегрегации избыточных атомов олова и формирования субнанометрических кластеров  $Sn$ .

Ранее [6] нами уже сообщалось об аномальном увеличении абсорбции в инфракрасной области 1500–2500 nm для пленок  $SnO_2$ , полученных при давлении смеси  $Ag-O_2$  в камере 2.7 Pa, после отжига при температуре  $200^\circ\text{C}$ . Это объяснялось формированием частиц  $Sn$ . Отсутствие линий поликристаллической фазы  $Sn$  на дебаеграммах после осаждения (рис. 2, a) и обработки в O-плазме (рис. 2, b, c) может быть обусловлено малыми размерами частиц олова, не образующих кристаллиты.

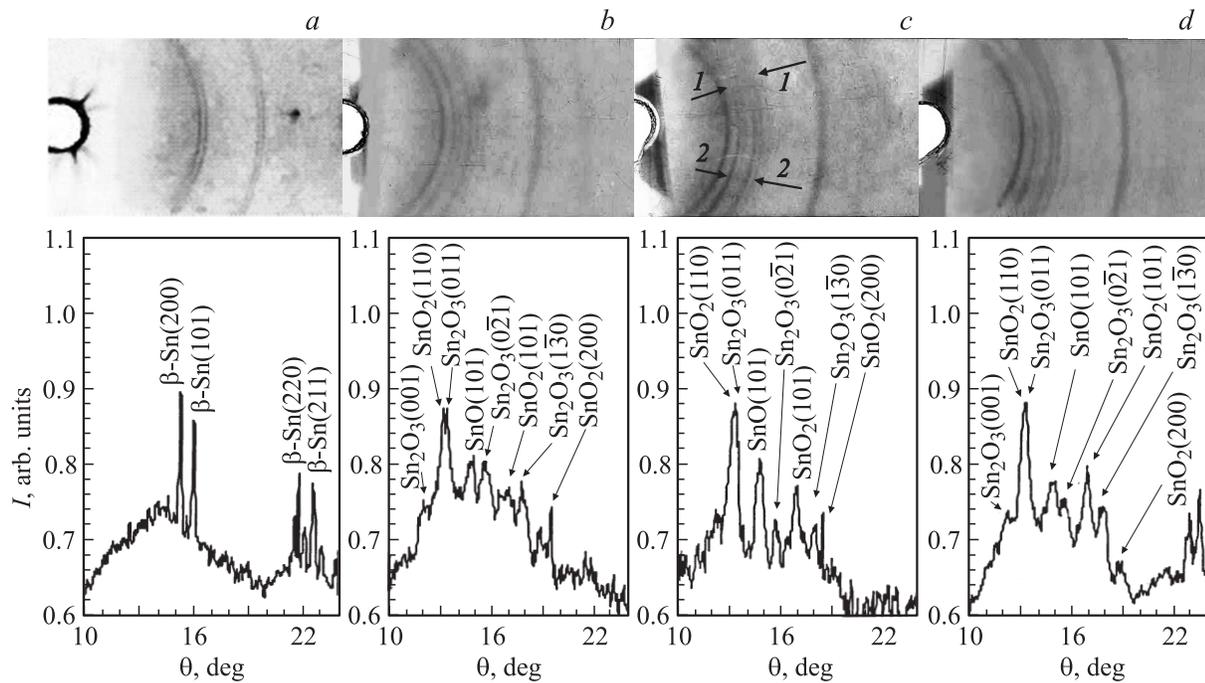
Однако увеличение концентрации избыточного олова в пленке, полученной в условиях недостатка кислорода при пониженном давлении смеси  $Ag-O_2$  в камере  $\sim 1$  Pa, приводит после обработки водородной плазмой к формированию кристаллитов олова ( $\beta-Sn$ ) со средним размером  $\sim 30$  nm (рис. 3, a), демонстрируя сегрегирующее воздействие водородной плазмы.

Оптические спектры пропускания (рис. 4, кривая 2) свидетельствуют о том, что увеличение концентрации избыточного олова в пленке привело к значительному ухудшению прозрачности по сравнению с кривыми 2 на рис. 1. Присутствие значительного количества кластеров олова, вероятно, является причиной низкой прозрачности пленок в области малых длин волн ( $\sim 350-600$  nm) и выше сразу после осаждения, когда еще не наблюдаются кристаллиты  $\beta-Sn$  на рентгенограммах.

Обработка в водородной плазме способствовала частичному превращению кластеров олова в кристаллиты олова (рис. 3, a) и заметному уменьшению коэффициентов пропускания  $T(\lambda)$  (рис. 4, кривая 3) во всем диапазоне рассматриваемых длин волн (500–1100 nm).



**Рис. 2.** Дебаграммы и кривые интенсивности для тонкой пленки  $\text{SnO}_2$  после осаждения магнетронным распылением (давление смеси  $\text{Ar-O}_2$  2.7 Па) на подложку из стекла (а), обработки кислородной плазмой тлеющего разряда в течение 5 (b), 20 min (c) и отжига при  $550^\circ\text{C}$  в течение 1 h (d).



**Рис. 3.** Дебаграммы и кривые интенсивности для пленок  $\text{SnO}_2$  после осаждения магнетронным распылением (давление смеси  $\text{Ar-O}_2$  1 Па) и обработки Н-плазмой (а), осаждения и отжига при  $550^\circ\text{C}$  в течение 1 h (b), последующей обработки Н-плазмой (c) и повторного отжига при  $550^\circ\text{C}$  (d).

Распад и окисление кристаллитов олова при последующем отжиге на воздухе при температуре  $550^\circ\text{C}$  в течение 1 h (рис. 3, b) приводит к существенному просветлению пленки (рис. 4, кривая 4) как в области  $> 600$  nm, так и в области малых длин волн  $\sim 350\text{--}600$  nm ( $T(\lambda)$  от 0 до  $\sim 80\%$ ), для которой пленка была практически непрозрачной. Это может быть

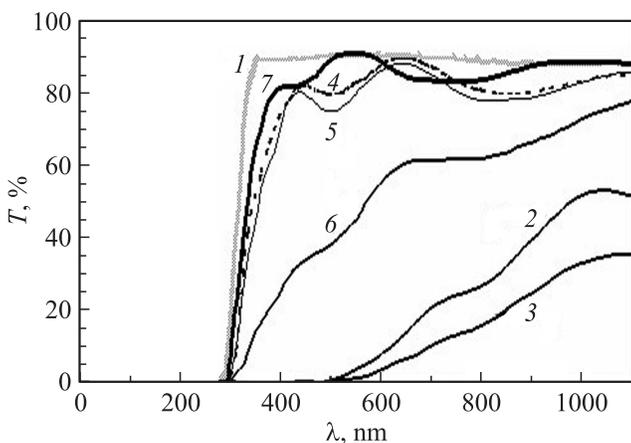
вызвано окислением не только кристаллитов  $\beta\text{-Sn}$ , но и кластеров из атомов олова. При этом прозрачность этих пленок оказывается выше, чем прозрачность необработанных в Н-плазме пленок после отжига при тех же условиях (рис. 4, кривая 5). Это может быть обусловлено более интенсивными процессами окисления обработанных в плазме пленок в процессе отжига ввиду

**Таблица 2.** Оптические параметры пленки  $SnO_x$ , полученной магнетронным распылением при давлении смеси  $Ar-O_2$  внутри камеры 1 Па

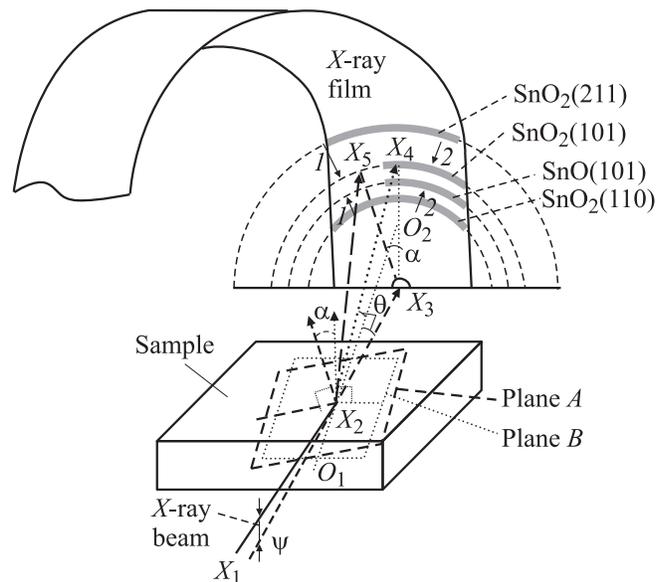
Последовательность операций	$n$	$D$	$E_g$	$\rho$	$V$
Отжиг	1.94	330	4.00	6.42	7.70
Плазма-отжиг	1.88	341	4.01	6.13	11.8
Отжиг-плазма-отжиг	1.82	296	4.05	5.82	16.2

их повышенной пористости (11.8 вместо 7.7 согласно табл. 2).

После отжига на воздухе при  $550^\circ C$  в течение 1 ч этих пленок, как обработанных, так и не обработанных в Н-плазме, наблюдается появление рентгеновских линий  $SnO_2$  (6 линий),  $Sn_2O_3$  (5) и  $SnO$  (1) (рис. 3, b). Размеры кристаллитов лежат в пределах 8–18 nm. Обработка отожженных образцов водородной плазмой привела к размытию участков линий в интервале углов  $15 < \theta < 20^\circ$  (в области между стрелками 1 на рис. 3, c и 5), соответствующих отражению от систем плоскостей  $SnO(101)$ ,  $SnO_2(101)$  и (200),  $Sn_2O_3(0\bar{2}1)$  и  $(0\bar{3}0)$ . Так как рентгеновская линия на дебаграмме представляет собой совокупность зеркальных отражений от множества кристаллитов, находящихся в отражающем положении в соответствии с уравнением Брэгга  $2d \sin \theta = \lambda$ , то размытие участков линий может произойти при селективном, или выборочном разрушении (аморфизации и кластеризации) только тех кристаллитов, которые ориентированы на отражение в область размытия (между стрелками 1).



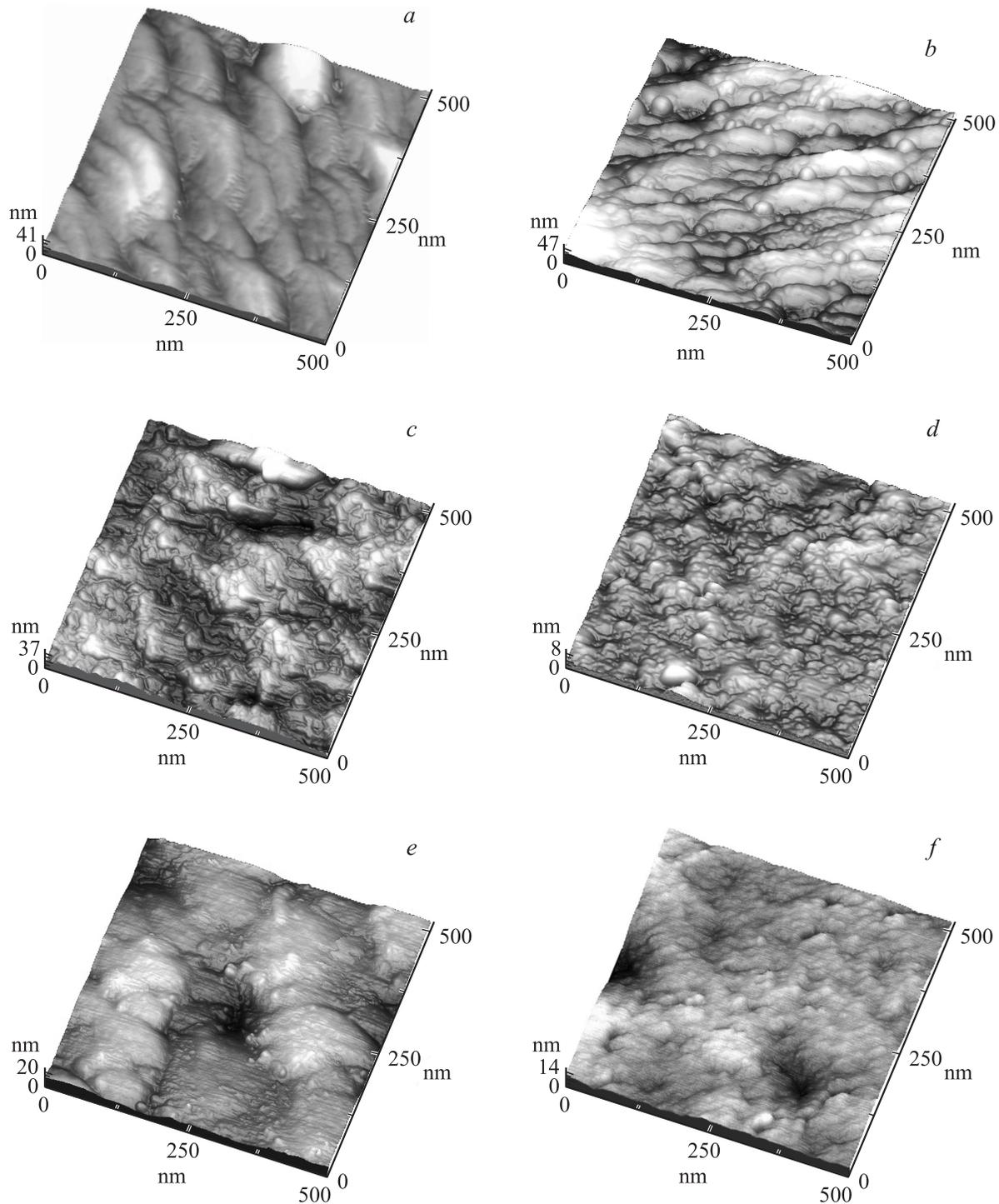
**Рис. 4.** Оптические спектры пропускания тонких пленок  $SnO_x$ , полученных магнетронным распылением (давление смеси  $Ar-O_2$  1 Па). 1 — подложка (стекло), 2 — пленка  $SnO_x$  на стекле, 3 — обработка в Н-плазме пленки  $SnO_x$ , 4 — отжиг при  $550^\circ C$  (1 ч) обработанной в Н-плазме пленки  $SnO_x$ , 5 — отжиг при  $550^\circ C$  необработанной в Н-плазме пленки  $SnO_x$ , 6 — отжиг при  $550^\circ C$  + Н-плазма пленки  $SnO_x$ , 7 — отжиг при  $550^\circ C$  + Н-плазма + отжиг при  $550^\circ C$  пленки  $SnO_x$ .



**Рис. 5.** Иллюстрация размытия участков рентгеновских линий (на примере  $SnO_2(101)$  и  $SnO(101)$ ) в интервале углов  $15 < \theta < 20^\circ$  и  $15 < \alpha < 45^\circ$  (в области между стрелками 1) после обработки отожженных образцов Н-плазмой. Траектории рентгеновского луча:  $X_1X_2$  — луч, падающий под углом  $\psi = 5^\circ$  к поверхности образца,  $X_2X_3$  — направление проходящего луча,  $X_2X_4$  — луч, отраженный от системы плоскостей  $SnO_2(101)$  кристаллита B (plane B),  $X_2X_5$  — луч, отраженный от системы плоскостей  $SnO_2(101)$  кристаллита A до его разрушения обработкой в плазме (plane A).  $O_1O_2$  — прямая, лежащая в плоскости A и образующая угол  $\theta$  с  $X_2X_3$  и  $X_2X_4$ .  $\alpha$  — угол между проекциями на плоскость, перпендикулярную падающему рентгеновскому пучку, нормалей к поверхности образца и к плоскости A.

Это предполагает такую ориентацию пленки  $SnO_x$  по отношению к движению частиц плазмы, что нарушается симметрия и порядок расположения атомов кристаллитов в системах плоскостей  $SnO(101)$ ,  $SnO_2(101)$  и (200),  $Sn_2O_3(0\bar{2}1)$  и  $(0\bar{3}0)$  (плоскость A на рис. 5). Произведены оценки углов  $\alpha$  между проекциями на плоскость, перпендикулярную к падающему рентгеновскому пучку, нормалей к поверхности образца и к плоскостям A кристаллитов, находившихся в отражающем положении до кластеризации обработкой в водородной плазме. Угол  $\alpha$  для системы плоскостей  $SnO(101)$ ,  $SnO_2(101)$  и (200),  $Sn_2O_3(0\bar{2}1)$  и  $(0\bar{3}0)$  лежит в пределах  $15-45^\circ$ , а угол  $\theta$  — в пределах  $15-20^\circ$ .

В других направлениях участки рентгеновских линий не подвергались размытию (в области между стрелками 2 на рис. 3, c и 5), кристаллиты оказались цельными и даже увеличили свои размеры, демонстрируя сегрегирующие эффекты воздействия водородной плазмы. При этом порядок расположения атомов в системах плоскостей  $SnO(101)$ ,  $SnO_2(101)$  и (200),  $Sn_2O_3(0\bar{2}1)$  и  $(130)$  в этих кристаллитах (плоскость B на рис. 5) оказывается ненарушенным. Угол  $\alpha$  для этих плоскостей лежит в пределах  $15-(-45)^\circ$ , а угол  $\theta$  — в тех же пределах  $15-20^\circ$ . Таким образом, показана принципиальная возможность



**Рис. 6.** Топография поверхности ( $500 \times 500$  nm) пленок  $\text{SnO}_2$ , синтезированных с помощью магнетронного распыления (a), с последующей обработкой Н-плазмой (b) или О-плазмой (c) и пленок  $\text{SnO}_2$ , осажденных золь-гель методом (d), с последующей обработкой Н-плазмой (e) или О-плазмой (f). Время обработки 5 min.

получения посредством обработки в водородной плазме тлеющего разряда кристаллоаморфных наноструктур, в которых качественные нанокристаллы оксидов олова чередуются с наноразмерными кластерами оксидов олова.

Как видно из рис. 4 (кривая б), обработка Н-плазмой отожженных поликристаллических пленок, полученных

магнетронным распылением в условиях недостатка кислорода при давлении смеси  $\text{Ar-O}_2$  в камере  $\sim 1$  Па, приводит к заметному ухудшению коэффициентов пропускания в интервале длин волн 300–1100 nm. В то время как обработка Н- или О-плазмой пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных при давлении смеси  $\text{Ar-O}_2$  2.7 Па, слабо

влияет на их спектры пропускания в интервале длин волн 300–1200 nm (рис. 1, кривые 3 или 4). Различие может быть обусловлено фазовым составом. Поведение кривой 6 может быть вызвано присутствием в пленке не только кристаллитов  $SnO_2$ , но и кристаллитов  $Sn_2O_3$  и  $SnO$  (рис. 3, *b, c*), которые под действием плазмы могут согласно формуле (1) трансформироваться в кластеры с избыточным содержанием атомов Sn, вызывая существенное снижение прозрачности.

Повторный отжиг в течение 1 h при температуре 550°C (рис. 4, кривая 7) вызывает увеличение прозрачности практически во всем исследованном диапазоне длин волн и восстановление целостности рентгеновских линий  $SnO(101)$ ,  $SnO_2(101)$  и (200),  $Sn_2O_3(021)$  и (130) (рис. 3, *d*).

В случае обработок кислородной плазмой в течение 5 min (рис. 2, *b*) и 20 min (рис. 2, *c*) интенсивность линий  $SnO_2$  значительно снижается. Это может произойти при разрушении под действием кислородной плазмы кристаллитов оксида олова с формированием кластерной структуры пленки. Кластеризация не сопровождается заметным распылением пленки, так как после отжига при 550°C в течение 1 h структура кристаллитов  $SnO_2$  восстанавливается и на дебаграммах интенсивность рентгеновских линий увеличивается (рис. 2, *d*). Толщина пленки после обработки кислородной плазмой уменьшается незначительно (табл. 1).

Необходимо отметить, что эффект уменьшения прозрачности от присутствия наночастиц в пленках, синтезированных магнетронным распылением, оказывается более выраженным в случае обработки водородной плазмой по сравнению с кислородной плазмой (рис. 1, кривые 3 и 4). Действительно, при обработке кислородной плазмой помимо сегрегации наночастиц олова одновременно идет окисление части из них до  $SnO_2$ , т.е. концентрация и размеры наночастиц олова должны быть меньше, и, следовательно, прозрачность должна быть выше. Таким образом, процессы кластеризации и доокисления пленок протекают одновременно.

Как было обнаружено, увеличение времени обработки  $O$ -плазмой от 10 до 20 min ведет к увеличению  $T(\lambda)$  в ближней инфракрасной области и спектр пропускания практически идентичен спектру необработанной пленки вследствие окисления нанокластеров избыточного олова. При обработке  $H$ -плазмой (20 min) увеличение  $T(\lambda)$  также имеет место, но намного меньше, что связано с менее интенсивными процессами окисления. Таким образом, установлен следующий важный технологический эффект: позитивное, недостижимое термическими и другими обработками воздействие 10–20 min обработки кислородной плазмой на структуру и прозрачность пленок, полученных магнетронным распылением, заключается в их кластеризации и доокислении в едином процессе.

Для пленок, полученных золь-гель-методом, обработка в плазмах в течение 5 min практически не приводит к уменьшению прозрачности в ближней инфракрасной

области (рис. 1, кривые 5–7), что связано с отсутствием в заметном количестве наночастиц олова ввиду однородности фазового состава исходных пленок  $SnO_2$ . Влияние типа плазмообразующего газа проявляется в снижении среднего размера кристаллитов  $SnO_2$  при обработке в кислородной плазме с 6 до 5 nm и увеличении их размеров с 6 до 10 nm при обработке в водородной плазме.

На рис. 6 представлены топографии поверхности ( $500 \times 500$  nm) пленок  $SnO_2$  как до, так и после обработки в плазме. Яркую светлую окраску имеют выступающие над поверхностью участки, а темную окраску — участки ниже поверхности, с которых начинается отсчет высоты. Пленка, осежденная магнетронным распылением (рис. 6, *a*), является крупнозернистой, состоящей из агломератов размером  $\sim 60$ –120 nm. Разность между высшей и низшей точками поверхности  $R_z$  составила 41 nm, а средняя шероховатость 3.58 nm. Поскольку размеры агломератов намного превосходят размеры кристаллитов  $SnO_2$  (4–10 nm), определенные из рентгеновских данных, можно заключить, что агломераты состоят из кристаллитов оксида олова.

Обработка в  $H$ -плазме приводит к некоторому уменьшению размеров зерен (рис. 6, *b*), тогда как обработка в  $O$ -плазме приводит к разрушению зернистой структуры пленки (рис. 6, *c, e*), подтверждая предположение о кластерной структуре пленки после обработки. Пленка, осажженная золь-гель-методом (рис. 6, *d*), является более мелкозернистой. Разность между высшей и низшей точками поверхности  $R_z$  составила 8.0 nm, а средняя шероховатость 0.66 nm. Обработка в  $H$ -плазме (рис. 6, *e*) приводит к формированию агломератов размером до 200 nm.

#### 4. Заключение

Показано, что обработка  $H$ - или  $O$ -плазмой тлеющего разряда в течение 5 min пленок  $SnO_x$ , полученных магнетронным распылением при давлении смеси  $Ar-O_2$  в камере 2.7 Pa, слабо влияет на спектры пропускания в интервале длин волн 300–1200 nm. В области 1200–2500 nm наблюдается значительное падение  $T(\lambda)$  в результате увеличения концентрации свободных носителей заряда из-за сегрегации субнанометрических кластеров Sn. Значительное ухудшение прозрачности в области  $\sim 350$ –600 nm и выше при уменьшении давления смеси  $Ar-O_2$  до 1 Pa обусловлено увеличением количества кластеров олова в пленке, трансформирующихся при обработке  $H$ -плазмой в кристаллиты олова ( $\beta$ -Sn) со средним размером  $\sim 30$  nm. Прозрачность этих пленок после отжига при 550°C в течение 1 h оказывается выше, чем прозрачность необработанных в  $H$ -плазме пленок после отжига, что обусловлено более интенсивным формированием кристаллитов  $SnO_2$ ,  $Sn_2O_3$  и  $SnO$  (8–18 nm) в этих пленках ввиду их повышенной пористости. Обработка  $H$ -плазмой отожженных поликристаллических пленок приводит к заметному снижению прозрачности, что обусловлено трансформацией

кристаллитов  $\text{Sn}_2\text{O}_3$  и  $\text{SnO}$  в кластеры с избыточным содержанием атомов Sn. Обработка Н-плазмой привела к селективной аморфизации кристаллитов, ориентированных по отношению к движению частиц плазмы таким образом, что нарушилась симметрия и порядок расположения атомов в плоскостях  $\text{SnO}(101)$ ,  $\text{SnO}_2(101)$  и  $(200)$ ,  $\text{Sn}_2\text{O}_3(0\bar{2}1)$  и  $(0\bar{3}0)$ . При этом углы Брэгга  $\theta$  для этих плоскостей лежат в пределах  $15\text{--}20^\circ$ , а углы  $\alpha$  между проекциями (на перпендикулярную падающему рентгеновскому пучку плоскость) нормалей к ним и к поверхности образца лежат в пределах  $15\text{--}45^\circ$ . Таким образом, показана принципиальная возможность получения посредством обработки в Н-плазме тлеющего разряда кристаллоаморфных наноструктур, в которых качественные нанокристаллы оксидов олова чередуются с кластерами оксидов олова. После повторного отжига при  $550^\circ\text{C}$  в течение 1 h получены пленки с более высокой прозрачностью.

Обработка О-плазмой пленок, полученных золь-гель-методом, приводит к незначительному уменьшению пропускания в пределах  $1\text{--}5\%$  в интервале длин волн  $300\text{--}1200\text{ nm}$ , что связано с их более высокой пористостью и нарушениями структуры, а обработка Н-плазмой привела к заметному снижению прозрачности на  $3\text{--}15\%$  в связи с образованием  $\text{SnO}$ . Не обнаружено снижения прозрачности в ближней инфракрасной области ввиду однородности состава пленок  $\text{SnO}_2$ .

Автор выражает глубокую благодарность Д.М. Мухамедшиной, И.В. Валитовой, К.А. Мить и Е.А. Дмитриевой за содействие в проведении экспериментов, а также Комитету науки МОН Республики Казахстан за финансирование исследований.

## Список литературы

- [1] A.S. Bakin, M.V. Bastaev, D.Tz. Dimitrov, V.A. Moshnikov, Yu.M. Tairov. *Thin Solid Films* **296**, 168 (1997).
- [2] R. Srivastava, R. Dwivedi, S.K. Srivastava. *Physics of semiconductor devices*. Narosa Publishing House, New Delhi, India (1998). 526 p.
- [3] J.C. Jiang, K. Lian, E.I. Meletis. *Thin Solid Films* **411**, 203 (2002).
- [4] R. Srivastava, R. Dwivedi, S.K. Srivastava. *Microelectron. J.* **29**, 833 (1998).
- [5] T. Minami, H. Sato, H. Nanto, S. Takata. *Thin Solid Films* **176**, 277 (1989).
- [6] D.M. Mukhamedshina, N.B. Beisenkhanov, K.A. Mit', I.V. Valitova, V.A. Botvin. *Thin Solid Films* **495**, 316 (2006).
- [7] B.N. Mukashev, S.Zh. Tokmoldin, N.B. Beisenkhanov, S.M. Kikkarin, I.V. Valitova, V.B. Glazman, A.B. Aimagambetov, E.A. Dmitriyeva, B.M. Veremenithev. *Mater. Sci. Eng. B* **118**, 1-3, 164 (2005).
- [8] Seok-Kyun Song. *Phys. Rev. B* **60**, 11 138 (1999).
- [9] I.A. Karapatnitski, K.A. Mit', D.M. Mukhamedshina, N.B. Beisenkhanov. *Surf. Coat. Technol.* **151-152**, 76 (2002).
- [10] D.M. Mukhamedshina, K.A. Mit', N.B. Beisenkhanov, E.A. Dmitriyeva, I.V. Valitova. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **19**, 382 (2008).