

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ И СОСТАВА РЕАКЦИОННОГО ГАЗА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПЛЕНОК ИТО

А.И. Бажин, А.Н. Троцан, С.В. Чертопалов, А.А. Стипаненко, В.А. Ступак

Донецкий национальный университет

Украина

Поступила в редакцию 08.10.2012

Изучено влияние температуры подложки, состава рабочего газа и режимов DC и MF реактивного магнетронного распыления сплава 90%In + 10%Sn на структурное состояние, электрическое сопротивление, прозрачность и ширину запрещенной зоны пленок ИТО, осажденных на стеклянные подложки. Установленная зависимость электронно-оптических свойств пленок ИТО от условий их получения поясняется влиянием степени релаксации внутренних напряжений и кристалличности.

Ключевые слова: пленки ИТО, магнетронное распыление, преимущественная ориентация, электрическое сопротивление, прозрачность, ширина запрещенной зоны.

Вивчено вплив температури підкладки, складу робочого газу і режимів DC і MF реактивного магнетронного розпилення сплаву 90%In + 10%Sn на структурний стан, електричний опір, прозорість і ширину забороненої зони плівок ІТО, осаджених на скляні підкладки. Встановлена залежність електронно-оптичних властивостей плівок ІТО від умов їх отримання пояснюється впливом ступеню релаксації внутрішніх напруг і кристалічності.

Ключові слова: плівки ІТО, магнетронне розпилення, переважна орієнтація, електричний опір, прозорість, ширина забороненої зони.

The influence of substrate temperature, composition of the working gas and DC and MF modes of reactive magnetron sputtering of an alloy 90%In + 10%Sn on the structural state, electrical resistance, transparency, and the band gap of the films ITO, deposited on glass substrates have been studied. The dependence of electron-optical properties of ITO films on the conditions of their production explains by the influence of the relaxation of internal stresses and crystallinity.

Keywords: ITO films, magnetron sputtering, preferred orientation, electrical resistance, transparency, band energy gap.

ВВЕДЕНИЕ

Обнаруженное в 50-тые годы прошлого века сочетание высокой электропроводности и оптической прозрачности широкозонных оксидных полупроводников обусловило огромный научный интерес к ним и широкое практическое применение. В настоящее время одним из наиболее востребованных среди металлооксидных полупроводников является оксид индия, легированный оловом (ИТО). Благодаря уникальным оптическим и электрофизическим свойствам, ИТО представляет интерес для практического применения в таких областях, как солнечная энергетика, оптоэлектроника, сенсорная электроника, катализ и др. [1 – 8]. Уникальность ИТО заключается в сочетании высоких электрической проводимости, оптической прозрачности (85 – 90%) в видимом спектральном диапазоне и

отражательной способности в ИК-диапазоне. ИТО является широкозонным вырожденным полупроводником *n*-типа с высокой концентрацией и подвижностью свободных носителей заряда [1].

Следует отметить, что получение тонких пленок ИТО с заданными структурным совершенством и физическими свойствами (удельное сопротивление и коэффициент пропускания получаемых слоев), а также однородностью по толщине, является сложной технологической проблемой, поскольку структура и свойства сильно зависят как от условий нанесения, так и от дальнейшей обработки пленок.

Результатом концентрированных усилий исследователей стала разработка различных методов синтеза пленок ИТО: газофазного осаждения, магнетронного распыления, зольгель метода, послойного атомного осаждения

и др. Интерес к магнетронным методам получения покрытий обусловлен возможностью изменять давление рабочего газа в довольно широком диапазоне и тем самым целенаправленно управлять скоростью и толщиной нанесения покрытий, высокой чистотой и хорошей адгезией получаемых покрытий за счет бомбардировки пленки ионами плазмы, возможностью управления морфологией, фазовым составом и свойствами покрытий, низким тепловым и радиационным воздействием на обрабатываемую поверхность.

Проблема управления функциональными характеристиками пленок ИТО, полученных магнетронным распылением, остается актуальной из-за большого числа влияющих технологических факторов. К важнейшим факторам процесса реактивного магнетронного распыления относятся общее давление при распылении и парциальное давление реактивного газа, режим распыления, природа и температура подложки.

Специальных исследований влияния режима магнетронного распыления на структуру и свойства пленок ИТО мало. Так, в работе [8] при сравнении пленок, полученных при работе магнетрона на постоянном токе (режим DC) и в импульсном режиме со средней частотой 40 кГц (режим MF), показано, что распыление мишени, состоящей из оксидов индия и олова, приводило к формированию пленок ИТО с более низким сопротивлением в режиме DC, чем в режиме MF. Однако структура пленок при этом не контролировалась.

Многими исследователями установлено изменение преимущественной ориентации кристаллитов пленки ИТО в различных условиях процесса их осаждения, причем характер преимущественной ориентации кристаллитов существенно влиял на свойства ИТО [6, 7, 9]. Так, в работе [6] при повышении общего давления в камере распыления от 0,08 до 0,76 Па наблюдали изменение преимущественной ориентации кристаллитов пленок, осажденных на ненагретые стеклянные подложки, от $\langle 111 \rangle$ к $\langle 110 \rangle$, что привело к повышению электросопротивления пленок. Роль парциального давления кислорода в формировании текстуры пленок ИТО детально изучена в работе [7]. Авторы [7] установили, что

высокое парциальное давление кислорода (3 – 5%) в газовой смеси $\text{Ar} + \text{O}_2$ при реактивном распылении мишени способствовало формированию на стеклянной подложке при 350 °C пленок с текстурой $\langle 111 \rangle$, в то время, как в чистом аргоне, кристаллиты ориентировались вдоль направления $\langle 100 \rangle$. Пленки с текстурой $\langle 100 \rangle$ имели меньшее сопротивление, чем с $\langle 111 \rangle$, что пояснено авторами [7] уменьшением искажения решетки оксида индия, вследствие снижения доли внедренного в нее кислорода. При промежуточных значениях содержания кислорода кристаллиты ориентировались как вдоль направлений $\langle 111 \rangle$, так и вдоль $\langle 100 \rangle$, причем степень отклонения этих направлений от нормали к поверхности подложки зависела от парциального давления кислорода. Эти результаты свидетельствуют о том, что однозначного соответствия меньшего электросопротивления одной определенной преимущественной ориентации кристаллитов не установлено.

О значительном влиянии температуры подложки на характеристики пленок ИТО свидетельствуют результаты работ [2, 4, 9]. В работе [9] при неактивном распылении оксидной мишени в режиме DC при вариации температуры подложки от 200 до 500 °C были получены пленки ИТО с одинаковой преимущественной ориентацией $\langle 100 \rangle$, но их прозрачность монотонно падала от 91% до 83% с ростом температуры подложки во всем интервале, а сопротивление менялось сложным образом. Улучшение электрических характеристик пленок при повышении температуры подложки до 300 °C авторы [9] связали с ростом структурного совершенства пленок, способствующего повышению подвижности носителей заряда. Установлено [2, 4, 9], что сопротивление пленок, осажденных на нагретые стеклянные подложки (200 – 300 °C), гораздо ниже, чем на ненагретые. В работах [4, 9] показано, что температура подложки определяет соотношение между количеством атомов олова, находящихся в электрически неактивном и активном состояниях, что сказывается на свойствах пленок.

Роль природы подложки в формировании свойств пленок ИТО подтверждается данными работы [5], в которой на стекле получили

слоевое сопротивление R_s пленки на 2 порядка выше, чем для ИТО на подложке из диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия.

Таким образом, поскольку структура и свойства тонких пленок оксида индия, легированного оловом, сильно зависят от условий их получения, необходимо более полно изучить взаимосвязь процесса формирования структуры и свойств этих пленок.

Настоящая работа посвящена изучению влияния DC и MF режимов реактивного магнетронного распыления на структурное состояние пленок ИТО, осажденных в разных газовых смесях при разных температурах, и установлению взаимосвязи структурного состояния пленок, их электрических и оптических свойств с условиями синтеза.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА

Пленки ИТО получали методом магнетронного реактивного распыления мишени из сплава индия (90%) и олова (10%) в вакуумной камере установки ВУП-5М. Для увеличения плотности ионного тока на подложку использовали несбалансированную магнитную систему магнетрона с прямым охлаждением мишени. Остаточное давление воздуха перед напуском рабочего газа составляло $P_0 = 0,013$ Па. В качестве рабочего газа использовали воздух (~21% O_2), а также смесь аргона (80%) с кислородом (20%). Давление рабочего газа составляло $P = 0,2$ Па в случае работы с воздухом и $P = 0,07$ Па – для ($Ag+O_2$). Расстояние от мишени до подложки составляло 50 мм. В качестве подложек использовали стекло от фотопластинок. Пленки осаждали в течение 15 минут на подложки, температуру которых варьировали 20, 150 и 200 °С. Были использованы два источника питания магнетронной системы: блок питания установки ВУП-5П (режим DC), а также модифицированный блок питания с прерывателем напряжения (режим MF). Прерыватель напряжения позволял работать в импульсном униполярном режиме с частотой следования импульсов 20 кГц и скважностью 2. Мощность тока, подаваемого на мишень, составляла в режиме DC – 20 Вт, а в режиме MF – 30 Вт.

Толщину полученных покрытий измеряли при помощи микроинтерферометра МИИ-4. Рентгеноструктурный анализ пленок ИТО проводили при помощи установки ДРОН-4-07 в излучении $Cu-K_\alpha$. Спектры оптического пропускания снимали на спектрофотометрах СФ-4 и Shimadzu-2501.

В табл. 1 указаны условия получения пленок ИТО и их характеристики, где P_0 – остаточное давление в камере; P_p – рабочее давление; N – мощность тока на мишени; t_n – температура подложки; τ – время осаждения пленки; h – толщина полученной пленки.

Таблица 1

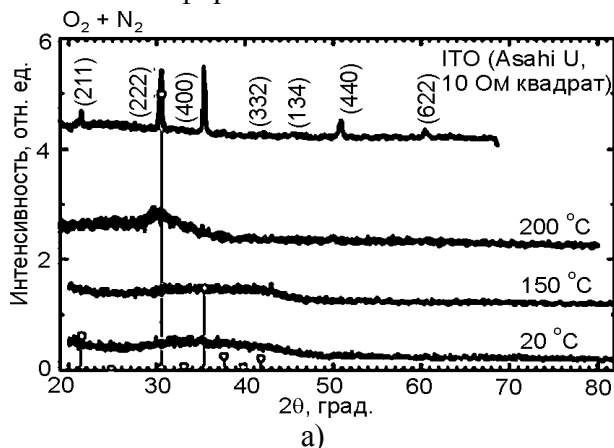
Условия получения пленок ИТО и их характеристики

| Режим | P_0 , Па | P_p , Па | N , Вт | t_n , °С | τ , мин | h , нм |
|---------------------------------|------------|------------|----------|------------|--------------|----------|
| Ag + O ₂ режим MF | 0,013 | 0,07 | 30 | 200 | 15 | 254 |
| | 0,013 | 0,07 | 30 | 150 | 15 | 250 |
| | 0,013 | 0,07 | 30 | 20 | 15 | 234 |
| Ag + O ₂ режим DC | 0,013 | 0,07 | 30 | 200 | 15 | 250 |
| воздух режим DC | 0,013 | 0,2 | 20 | 200 | 15 | 130 |
| | 0,013 | 0,2 | 20 | 150 | 15 | 138 |
| | 0,013 | 0,2 | 20 | 20 | 15 | 153 |

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Из табл. 1 видно, что режим работы магнетрона заметного влияния на скорость осаждения не оказывает, существенно влияет состав рабочего газа: скорость осаждения в смеси Ag + O₂ практически вдвое выше, чем в воздухе.

Дифрактограммы пленок, осажденных при разных температурах подложки и режимах работы магнетрона, а также в разных газовых смесях приведены на рис. 1. Для сравнения на рис. 1 приведена дифрактограмма коммерческого ИТО фирмы Asahi U.



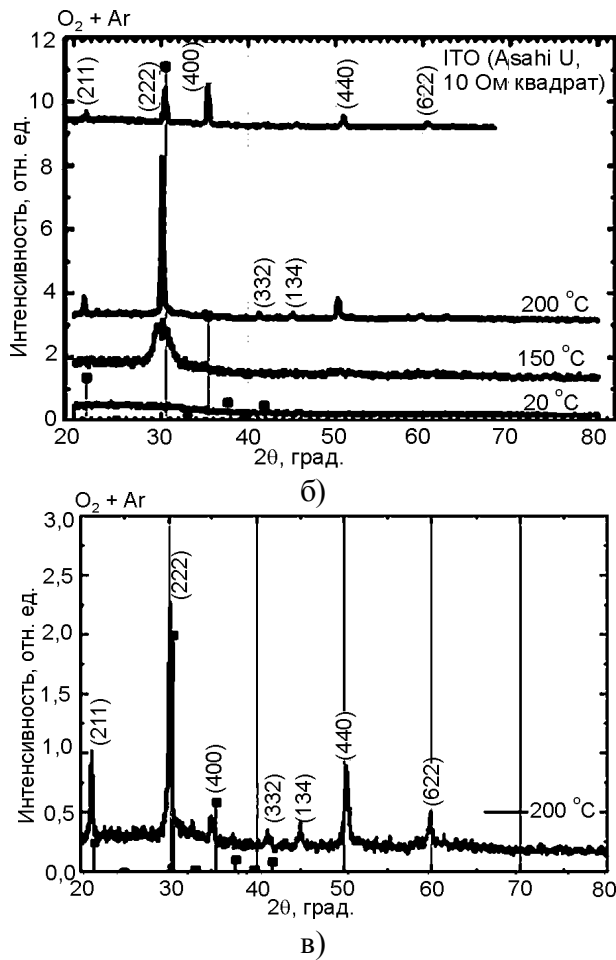


Рис. 1. Дифрактограммы пленок ИТО, полученных в разных режимах и разных средах: а) – в режиме DC в среде воздуха; б) – в режиме MF в газовой среде Ag + O₂; в) – в режиме DC в газовой среде Ag + O₂.

Из рис. 1а видно, что в режиме DC при комнатной температуре подложки в газовой среде воздуха на дифрактограмме наблюдается очень широкий диффузный горб в области углов $2\theta = 30 \div 50^\circ$. Это согласуется с данными работы [5], в которой показано, что диффузный горб вблизи $2\theta = 24^\circ$ обусловлен стеклянной подложкой, а вблизи $2\theta = 31^\circ$ – аморфной ИТО. Таким образом, можно утверждать, что на ненагретой стеклянной подложке в режиме DC в рабочей атмосфере воздуха формируются аморфные пленки ИТО. С повышением температуры подложки до 150°C ширина диффузного горба уменьшается ($2\theta = 30 \div 45^\circ$), а высота несколько увеличивается, что может быть следствием структурных изменений в пленке, которая остается аморфной. На дифрактограмме пленки, осажденной при температуре подложки 200°C в данных условиях, присутствуют наиболее сильные дифракционные максимумы ИТО 222 и 440.

Найденное значение параметра решетки ИТО $a = (1,0118 \pm 0,0005)$ нм хорошо согласуется с литературными данными [5]. Однако отношение интенсивностей пиков 222 и 440 несколько превышает ожидаемое для дифрактограмм порошковых образцов ИТО (табл. 2).

Таблица 2

Влияние режима работы магнетрона и состава рабочего газа на соотношение интенсивностей основных дифракционных пиков пленки ИТО, полученной при температуре подложки 200°C

| I_{222}/I_{HKL} | $(I_{222}/I_{HKL})_{\text{теорет.}}$ | Экспериментальное (I_{222}/I_{HKL}) | | |
|-------------------|--------------------------------------|---|----------|-----------------|
| | | В среде Ag + O ₂ | | В среде воздуха |
| | | Режим DC | Режим MF | Режим DC |
| I_{222}/I_{400} | 3,3 | 8,8 | 32 | – |
| I_{222}/I_{440} | 2,7 | 3,0 | 8,0 | 3,0 |

Дифрактограммы, приведенные на рис. 1б, свидетельствуют о том, что в режиме MF в газовой смеси Ag + O₂ при комнатной температуре подложки осаждаются аморфные пленки ИТО, как при такой же температуре, но в режиме DC в среде воздуха, что может быть следствием определяющего влияния температуры подложки. Кристаллические пленки в режиме MF в газовой смеси Ag + O₂ начинают формироваться при более низкой температуре (рис. 1б) – 150°C , чем в среде воздуха в режиме DC. Как видно из рис. 1б, повышение температуры подложки способствует повышению интенсивности дифракционных пиков и снижению их ширины.

В табл. 2 приведены экспериментально наблюдаемые и характерные для порошковых дифрактограмм ИТО отношения интенсивности пика 222 к интенсивностям пиков 400 и 440. Из табл. 2 видно, что превышение отношения интенсивностей пика 222 и наблюдаемых основных пиков 400 и 440 по сравнению с отношениями, характерными для нетекстурованного ИТО (вторая колонка табл. 2), зависит от режима работы магнетрона и максимально в режиме MF. Это позволяет заключить, что при температуре подложки 200°C независимо от режима магнетронного распыления металлической мишени, содержащей 90% In + 10% Sn и в газовой среде Ag + O₂ и в среде воздуха формируются поликристал-

лические текстурированные пленки ИТО с осью текстуры <111>, степень совершенства которой зависит от режима работы магнетрона. Большая степень совершенства текстуры наблюдается в режиме MF. Значение параметра решетки пленок ИТО, полученных в режиме MF в газовой среде $\text{Ar} + \text{O}_2$, $a = (1,0275 \pm 0,0005)$ нм, несколько больше чем в воздухе в режиме DC.

Известно [10], что ширина дифракционных максимумов зависит от размеров областей когерентного рассеяния и наличия внутренних напряжений в пленке. Установлено, что для пленок, осажденных в режиме MF, уширение пиков обусловлено преимущественно внутренними напряжениями.

В соответствии с классической формулой Гука микродеформации ε_z и внутренние напряжения σ_x и σ_y связаны

$$\varepsilon_z = \frac{a - a_0}{a_0} = \left[\sigma_z - \nu_{\text{ITO}}(\sigma_x + \sigma_y) \right] / E,$$

где E и ν_{ITO} – модуль Юнга и коэффициент Пуассона для ИТО; a – параметр решетки. Для изотропных тонких пленок $\sigma_z = 0$, а $\sigma_x = \sigma_y$ [5]. Для расчета внутренних напряжений значения модуля Юнга ($E = 1,8 \cdot 10^{11}$ Па) и коэффициента Пуассона ($\nu_{\text{ITO}} = 0,35$) были взяты из работы [5], в которой подтвержден сжимающий характер внутренних напряжений в пленках ИТО, формирующихся на стеклянных подложках.

Расчет внутренних напряжений показал, что наиболее напряженными ($\sigma = - (2,6 \pm 0,5)$ ГПа) оказались пленки, осажденные в среде $\text{Ar} + \text{O}_2$ в режиме MF при температуре подложки 150 °С. Повышение температуры подложки до 200 °С привело к существенному снижению внутренних напряжений до $- (0,9 \pm 0,5)$ ГПа. Для пленок, полученных в среде воздуха в режиме DC при температуре подложки 200 °С, уширение дифракционных пиков связано, в основном, с дисперсностью кристаллитов, размер которых составляет $(5 \pm 0,5)$ нм.

В табл. 3 приведены значения линейного сопротивления пленок ИТО в зависимости от режима магнетронного распыления и температуры подложки в разных газовых средах, из которой видно, что аморфные пленки ИТО

Таблица 3

Зависимость линейного сопротивления пленок ИТО от режима магнетронного распыления и температуры подложки в разных газовых средах

| Режим работы магнетрона и состав газовой среды | Температура подложки $t_{\text{п}}$, °С | Толщина пленки h , нм | R_L , Ом/см |
|--|--|-------------------------|------------------|
| DC воздух | 200 | 130 | $3 \cdot 10^3$ |
| | 150 | 138 | $> 10^6$ |
| | 20 | 153 | $> 10^6$ |
| MF $\text{Ar} + \text{O}_2$ | 200 | 254 | 30 |
| | 150 | 250 | $1,5 \cdot 10^3$ |
| | 20 | 234 | $> 10^6$ |

обладают слишком высоким линейным сопротивлением ($> 10^6$ Ом/см). Значительно ниже линейное сопротивление кристаллических пленок, причем оно зависит от температуры подложки. Наименьшее линейное сопротивление среди исследованных образцов наблюдается у пленок, полученных в режиме MF в газовой среде $\text{Ar} + \text{O}_2$ при температуре подложки 200 °С. Для этих пленок установлена более высокая степень совершенства текстуры и существенное снижение внутренних напряжений.

Как установлено в работе [5], снижение внутренних напряжений приводит к некоторому повышению подвижности носителей заряда в ИТО. Кроме того, согласно данным [6], высокая подвижность носителей характерна для пленок ИТО с преимущественной ориентацией кристаллитов <111>. Следовательно, можно полагать, что уменьшение электрического сопротивления пленок, полученных в режиме MF в газовой среде $\text{Ar} + \text{O}_2$ при температуре подложки 200 °С, обусловлено повышением подвижности носителей заряда вследствие роста структурного совершенства пленок с ориентацией <111>.

Наблюдаемые изменения линейного электросопротивления кристаллических пленок ИТО при увеличении температуры подложки можно объяснить также и на основе существующих представлений о роли олова в формировании их электрических характеристик. В нелегированных пленках In_2O_3 наличие электронов обеспечивается кислородными

вакансиями. При добавлении Sn в In_2O_3 ион In^{3+} замещается ионом Sn^{4+} , в результате чего образуется электрон проводимости.

Согласно [4], в пленках ИТО не все атомы олова могут находиться в электрически активном состоянии. Электрически активными являются только четырехвалентные атомы олова, которые замещают атомы индия в узлах кристаллической решетки соединения In_2O_3 . Часть атомов олова может находиться в электрически неактивном двухвалентном состоянии, кроме того электрически неактивными могут быть и четырехвалентные атомы олова, если они находятся не в узлах решетки In_2O_3 , а в междоузлиях или в границах зерен поликристаллической пленки. Данные работы [4] свидетельствуют об уменьшении доли атомов олова в электрически не активном двухвалентном состоянии с увеличением температуры подложки. Кроме того увеличение температуры подложки при получении пленок ИТО может приводить к увеличению концентрации атомов олова в объеме зерна в электрически активном состоянии. Таким образом, наблюдаемое улучшение электрических характеристик пленок ИТО может быть связано как с релаксацией пленок и формированием более совершенной текстуры, так и с изменением состояния олова в решетке In_2O_3 с повышением температуры подложки.

На рис. 2 приведены спектры оптического пропускания пленок ИТО, полученных при разных режимах магнетронного распыления, в разных средах и при разных температурах подложки.

Из рис. 2 видно, что спектры пропускания тонких пленок ИТО на стекле имеют характер-

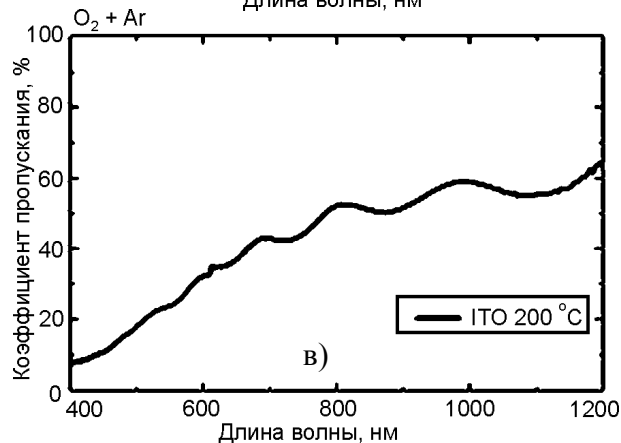
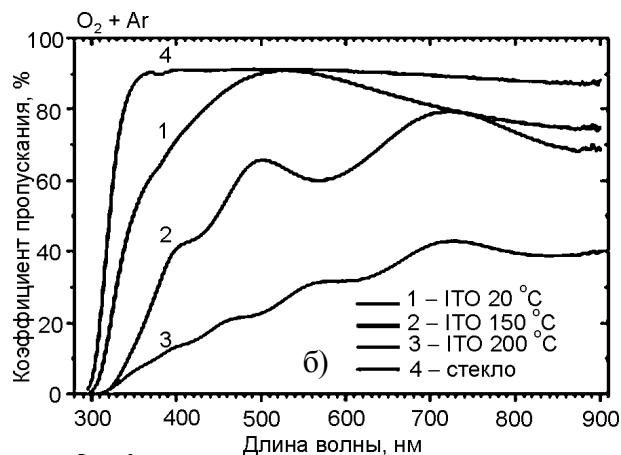
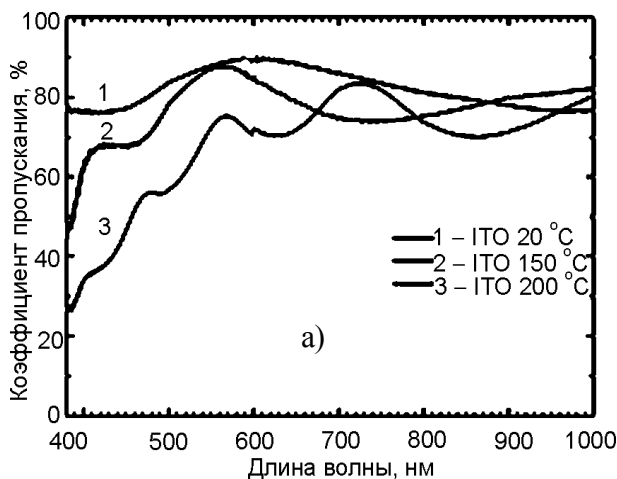


Рис. 2. Спектры оптического пропускания пленок ИТО, полученных в разных режимах и разных средах: а) – в режиме DC в среде воздуха; б) – в режиме MF в газовой среде $Ar + O_2$; в) – в режиме DC в газовой среде $Ar + O_2$.

ную волнообразную форму, которая определяется интерференцией света в тонкой пленке ИТО. Наибольшее коротковолновое поглощение (380 нм) в пленках, полученных в среде воздуха, наблюдается для кристаллических пленок, осажденных при температуре подложки 200 °C (коэффициент пропускания 35%). С понижением температуры подложки прозрачность этих пленок в коротковолновом диапазоне увеличивается, о чем свидетельствует значение коэффициента пропускания (77%) у пленок, полученных при температуре подложки 20 °C. Эти результаты согласуются с полученными данными по структуре и электросопротивлению пленок. Известно, чем больше концентрация электронов в ИТО, тем меньше их прозрачность [6]. С другой стороны, аморфные пленки более прозрачны, чем кристаллические.

В длинноволновом диапазоне (1000 нм) коэффициент пропускания пленок, полученных в среде воздуха на нагретых подложках, выше, чем на не нагретых подложках.

Для пленок, полученных в среде $\text{Ag} + \text{O}_2$ (рис. 2б), характер влияния температуры подложки на поглощение в коротковолновой и длинноволновой областях спектра одинаков: с понижением температуры подложки прозрачность пленок растет (поглощение падает).

Ширину запрещенной зоны прямозонного полупроводника, каким является ИТО [1], определяли в соответствии с [11] экстраполяцией линейного участка зависимости $[(-\ln T)hv]^2$ от hv на ось энергий (рис. 3). Значения ширины запрещенной зоны полученных пленок ИТО находятся в пределах 3,94 – 3,74 эВ, что хорошо коррелирует с литературными данными [6, 7], причем большее значение соответствует пленкам в аморфном состоянии, наименьшее – кристаллическим пленкам с более высоким совершенством текстуры.

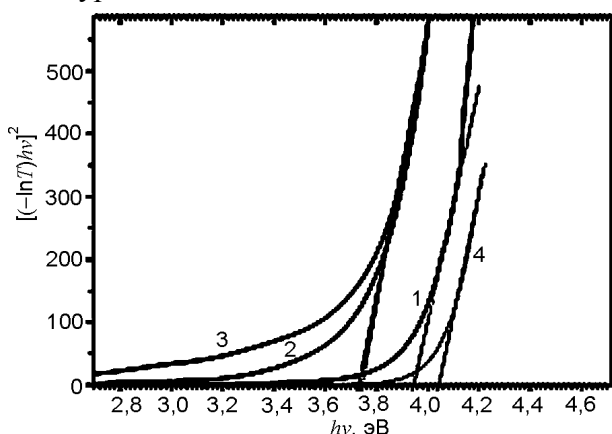


Рис. 3. Определение ширины запрещенной зоны пленок ИТО, полученных в режиме MF в газовой среде $\text{Ag} + \text{O}_2$ при разных температурах подложки: 1 – 20 °C; 2 – 150 °C; 3 – 200 °C; 4 – стекло при 20 °C.

Анализ спектров оптического пропускания (рис. 2) и значений ширины запрещенной зоны позволяет заключить, что снижение структурного совершенства пленок уменьшает коротковолновое поглощение и одновременно увеличивает длинноволновое поглощение и ширину запрещенной зоны.

Подобные закономерности изменения спектров поглощения пленок ИТО и ширины запрещенной зоны можно связать с эффектом Бурштейна-Мосса [12]: с ростом концентрации свободных носителей, во-первых, уровень Ферми сдвигается вглубь зоны проводимости, в результате чего уменьшается работа выхода ИТО, увеличивается оптическая ши-

рина запрещенной зоны и соответственно уменьшается коротковолновое поглощение; во-вторых, одновременно увеличивается поглощение на свободных носителях, которое проявляется в длинноволновой области спектра.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что в газовых средах воздуха и смеси $\text{Ag} + \text{O}_2$ независимо от режима реактивного магнетронного распыления сплава 90%In + 10%Sn на стеклянных подложках при комнатной температуре формируются аморфные пленки, которые обладают высокой (> 80%) прозрачностью и высоким линейным электросопротивлением (> 10^6 Ом/см). На стеклянных подложках, нагретых до температуры 200 °C, формируются кристаллические пленки ИТО с преимущественной ориентацией кристаллитов <111>. Режим распыления влияет на степень совершенства текстуры: в режиме MF текстура пленок более совершенна независимо от состава рабочего газа. Кристаллические пленки, полученные в атмосфере воздуха в режиме DC при 200 °C, сохраняют высокую прозрачность, а их линейное электросопротивление существенно снижается ($3 \cdot 10^3$ Ом/см) по сравнению с аморфными. Наименьшим линейным сопротивлением (30 Ом/см) обладают кристаллические пленки ИТО, полученные в атмосфере $\text{Ag} + \text{O}_2$ в режиме MF, однако их прозрачность снижена до 40%. Улучшение электрических свойств пленок, осажденных на нагретые до 200 °C, может быть связано с повышением подвижности носителей заряда, обусловленным как релаксацией напряжений в пленках и формированием более совершенной текстуры, так и увеличением числа ионов олова в решетке In_2O_3 в электрически активном состоянии. Изменения оптических свойств пленок ИТО с изменением температуры стеклянной подложки связаны с эффектом Бурштейна-Мосса. Значения ширины запрещенной зоны зависят от структурного совершенства пленок ИТО и лежат в интервале 3,74 – 3,94 эВ: чем меньше структурное совершенство пленок, тем больше ширина запрещенной зоны.

ЛИТЕРАТУРЫ

1. Granqvist C.G., Hultaker A. Transparent and conducting ITO films: new developments and applications//Thin Solid Films. – 2002. – Vol. 411. – P. 1-5.
2. Oka N., Kawase Yu., Shigesato Yu. High-rate deposition of high-quality Sn-doped In_2O_3 films by reactive magnetron sputtering using alloy targets//Thin Solid Films. – 2012. – Vol. 520. – P. 4101-4105.
3. Marcovitch O., Klein Z., Lubezky I. Transparent conductive indium oxide film deposited on low temperature substrates by activated reactive evaporation//Applied Optics. – 1989. – Vol. 28, № 14. – P. 2792-2795.
4. Balasubramanian N., Subrahmanyam A. Electrical and optical properties of reactively evaporated indium tin oxide (ITO) films dependence on substrate temperature and tin concentration//J. Phys. D: Appl. Phys. – 1989. – Vol. 22. – P. 206-209.
5. Legeay G.A., Castel X. A gradual annealing of amorphous sputtered indium tin oxide: Crystalline structure and electrical characteristics//Thin Solid Films. – 2012. – Vol. 520. – P. 4121-4125.
6. Meng L.J., dos Santos M.P. Properties of indium tin oxide (ITO) films prepared by r.f. reactive magnetron sputtering at different pressures//Thin Solid Films. – 1997. – Vol. 303. – P. 151-155
7. Tului M., Bellucci A., Bellini S., Albolino A., Migliozzi G. Indium tin oxide coatings properties as a function of the deposition atmosphere//Thin Solid Films. – 2012. – Vol. 520. – P. 4041-4045.
8. Strumpfel J., May C. Low ohm large area ITO coating by reactive magnetron sputtering in DC and MF mode//Vacuum. – 2000. – Vol. 59. – P. 500-505.
9. Юрченко Г.В. Электрические и оптические свойства пленок ИТО, полученных методом магнетронного распыления//ВАНТ. – 2000. – № 5. – С. 97-98.
10. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электроннографический анализ. – М.: МИСИС, 2002. – 360 с.
11. Pradhan D., Leung K.T. Vertical Growth of Two-Dimensional Zinc Oxide Nanostructures on ITO-Coated Glass: Effects of Deposition Temperature and Deposition Time//J. Phys. Chem. C. – 2008. – Vol. 112, № 5 – P. 1357-1364.
12. Мосс Г., Баррелл Т. Полупроводниковая оптоэлектроника. – М.: Мир, 1976. – 432 с.

LITERATURE

1. Granqvist C.G., Hultaker A. Transparent and conducting ITO films: new developments and applications//Thin Solid Films. – 2002. – Vol. 411. – P. 1-5.
2. Oka N., Kawase Yu., Shigesato Yu. High-rate deposition of high-quality Sn-doped In_2O_3 films by reactive magnetron sputtering using alloy targets//Thin Solid Films. – 2012. – Vol. 520. – P. 4101-4105.
3. Marcovitch O., Klein Z., Lubezky I. Transparent conductive indium oxide film deposited on low temperature substrates by activated reactive evaporation//Applied Optics. – 1989. – Vol. 28, № 14. – R. 2792-2795.
4. Balasubramanian N., Subrahmanyam A. Electrical and optical properties of reactively evaporated indium tin oxide (ITO) films dependence on substrate temperature and tin concentration//J. Phys. D: Appl. Phys. – 1989. – Vol. 22. – P. 206-209.
5. Legeay G.A., Castel X. A gradual annealing of amorphous sputtered indium tin oxide: Crystalline structure and electrical characteristics//Thin Solid Films. – 2012. – Vol. 520. – P. 4121-4125.
6. Meng L.J., dos Santos M.P. Properties of indium tin oxide (ITO) films prepared by r.f. reactive magnetron sputtering at different pressures//Thin Solid Films. – 1997. – Vol. 303. – P. 151-155
7. Tului M., Bellucci A., Bellini S., Albolino A., Migliozzi G. Indium tin oxide coatings properties as a function of the deposition atmosphere//Thin Solid Films. – 2012. – Vol. 520. – P. 4041-4045.
8. Strumpfel J., May C. Low ohm large area ITO coating by reactive magnetron sputtering in DC and MF mode//Vacuum. – 2000. – Vol. 59. – R. 500-505.
9. Yurchenko G.V. Elektricheskie i opticheskie svoystva plenok ITO, poluchennyh metodom magnetronnogo raspyleniya//VANT. – 2000. – № 5. – S. 97-98.
10. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. Rentgenograficheskij i elektronograficheskij analiz. – M.: MISIS. – 2002. – 360 s.
11. Pradhan D., Leung K.T. Vertical Growth of Two-Dimensional Zinc Oxide Nanostructures on ITO-Coated Glass: Effects of Deposition Temperature and Deposition Time//J. Phys. Chem. C. – 2008. – Vol. 112, № 5. – P. 1357-1364.
12. Moss G., Barrell T. Poluprovodnikovaya optoelektronika. – M.: Mir, 1976. – 432 s.