

НАНОМАТЕРИАЛЫ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО И КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

УДК 621.793.184

ПОЛУЧЕНИЕ ПРОЗРАЧНЫХ ПРОВОДЯЩИХ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ ОКСИДА ЦИНКА С УЛУЧШЕННЫМИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

© 2023 г. А. К. Ахмедов^{1,*}, А. Ш. Асваров^{1,2,*}, А. Э. Муслимов², В. М. Каневский²

¹Институт физики им. Х.И. Амирханова Дагестанского федерального исследовательского центра РАН, Махачкала, Россия

²Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия

*E-mail: abil-as@list.ru

Поступила в редакцию 26.07.2023 г.

После доработки 26.07.2023 г.

Принята к публикации 08.08.2023 г.

Проведено сравнительное исследование процесса роста прозрачных проводящих пленок на основе ZnO, легированного Ga, при магнетронном распылении традиционной керамической мишени ZnO:Ga и композитных мишеней ZnO:Ga–Zn с содержанием металлической фазы Zn от 10 до 30 мас. %. Изучено влияние состава композитных мишеней и температуры подложки на функциональные характеристики и микроструктуру прозрачных проводящих пленок. Продемонстрировано, что увеличение содержания цинка в составе композитной мишени при нагреве подложки до 200°C и выше способствует улучшению структурного совершенства пленок ZnO:Ga и снижению их удельного сопротивления за счет роста концентрации носителей заряда на фоне высокого значения холловской подвижности. Все пленки ZnO:Ga, полученные при распылении композитных мишеней при температуре подложки 200°C и выше, демонстрируют высокий коэффициент оптического пропускания в видимой области.

DOI: 10.56304/S1992722323060043

ВВЕДЕНИЕ

Прозрачные проводящие тонкие пленки на основе широкозонных оксидов (ТСО, *transparent conducting oxide*), характеризующиеся высоким оптическим пропусканием в видимом диапазоне спектра и высокой электрической проводимостью, являются функциональными элементами систем отображения информации (СОИ), световых излучающих структур, солнечных панелей, низкоэмиссионных энергосберегающих покрытий оконного стекла, антистатических покрытий, электрохромных систем и т.д. [1]. В настоящее время основным материалом для формирования тонких пленок ТСО в СОИ является высокопроводящий и химически стойкий твердый раствор оксидов индия и олова, так называемый ИТО (*indium tin oxide*) [2], в то время как более доступные материалы ТСО на основе легированного ZnO нашли широкое применение в тонкопленочных преобразователях солнечной энергии и низкоэмиссионных энергосберегающих покрытиях [3]. В связи с ограниченным объемом мировой добычи индия на фоне быстрорастущего рынка СОИ усилия многих исследовательских групп направлены на улучшение электропроводности и ста-

бильности тонких пленок ТСО на основе ZnO с целью последующей повсеместной замены ими дорогостоящего ИТО, в том числе в СОИ [4].

Среди всего многообразия методов синтеза пленок ТСО в силу ряда технических и экономических причин наибольшее распространение получил метод магнетронного распыления керамической мишени в инертной атмосфере, в котором осаждение пленок ТСО происходит из потока реагентов, формирующегося при бомбардировке мишени высокоэнергетичными ионами тяжелых газов [5]. При этом исходя из термостойкости подложки и нижележащих функциональных слоев температура синтеза пленок ТСО обычно ограничена сверху 300°C [6]. Прозрачные проводящие пленки на основе ZnO, осажденные при таких условиях, имеют характерную нанокристаллическую столбчатую структуру, которая наряду с внутрикристаллитным рассеянием носителей заряда на ионизированных дефектах также вносит свой вклад в ограничение токопереноса в пленке [7]. В связи с этим актуальной научной задачей является поиск путей совершенствования кристаллической структуры пленок ZnO, получаемых мето-

дом магнетронного осаждения при относительно низких температурах.

В [8] на примере прозрачных проводящих пленок на основе ZnO, легированного галлием (ZnO:Ga), было показано, что наличие избыточного цинка в потоке реагентов и создание условий, препятствующих его активному встраиванию в растущую пленку, способствуют улучшению ее структурных и функциональных характеристик. В настоящей работе приведены результаты исследования влияния избыточного Zn в составе потока реагентов, создаваемого путем магнетронного распыления композитных мишеней ZnO:Ga–Zn с различным содержанием металлической фазы, на состав, структуру и функциональные характеристики осаждаемых пленок.

МЕТОДЫ

Предварительно методом искрового плазменного спекания были синтезированы керамическая мишень ZnO с содержанием Ga на уровне 3 ат. % (мишень GZO) и три композитных мишени, в составе которых помимо оксидной фазы GZO присутствовала фаза Zn. Массовая доля металлической фазы в композитных мишенях составляла 10, 20 и 30% (мишени GZO–10Zn, GZO–20Zn и GZO–30Zn соответственно). В качестве исходных реагентов использовали субмикронный порошок ZnO (чистота 99.95%), металлический галлий (чистота 99.9995%) и микронный порошок Zn (чистота 99.95%). Методика подготовки пресс-порошков и технологические режимы спекания представлены в [9]. Синтезированные мишени имели диаметр 51 мм и толщину 4 мм.

Тонкопленочные образцы были получены на подложках из боросиликатного стекла размером $30 \times 25 \times 1.1$ мм методом магнетронного распыления мишени на постоянном токе на вакуумной установке, оснащенной многопозиционной системой нагрева подложек барабанного типа. Данный тип подложкодержателя позволял для каждого типа мишени проводить в едином вакуумном цикле одновременное осаждение тонких пленок на нескольких подложках, находящихся при различной температуре, при абсолютно идентичных остальных технологических условиях [10].

После достижения в вакуумной установке предельного вакуума не хуже 2×10^{-4} Па и предварительного распыления мишени при закрытой заслонке основной процесс распыления в атмосфере аргона (чистота 99.999%) проводили при рабочем давлении 0.5 Па в режиме стабилизации тока (150 мА). В процессе распыления подложкодержатель-нагреватель с четырьмя подложками, разогретыми до 50, 100, 200 и 290°C, вращался вокруг своей оси со скоростью 10 об./мин. При вращении подложки многократно проходили над зо-

ной эрозии распыляемой мишени на расстоянии 10 см. Длительность процесса осаждения для каждой из распыляемых мишеней была одинаковой (180 мин).

Оптические характеристики осажденных тонкопленочных образцов оценивали с использованием оптического спектрофотометра UV-3600 (Shimadzu, Япония). Экспериментальные точки снимали в области длин волн 300–1650 нм с шагом 1 нм. Электрические характеристики образцов исследовали с помощью стандартного четырехзондового метода (ИУС-3, Россия) и метода измерения эффекта Холла в геометрии Ван дер Пау при комнатной температуре.

Оценку состава и структуры осажденных пленок проводили с использованием методов рентгеновской дифракции (XRD, дифрактометр PANalytical X'PERT PRO MPD, Нидерланды) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX, INCA Energy 250, Oxford, Великобритания).

Толщину прозрачных пленок оценивали конвертным методом из данных интерференционной картины, наблюдаемой на их спектрах оптического пропускания [11], тогда как толщину темных малопрозрачных пленок, полученных при распылении композитных мишеней на подложках при низких температурах ($T_n \leq 100^\circ\text{C}$), измеряли с помощью микроинтерферометра МИИ-4 (Россия). По данным измерений значения толщины осажденных пленок в зависимости от типа распыляемой мишени и температуры подложки находились в диапазоне 405–520 нм.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены данные оптической спектроскопии осажденных тонкопленочных образцов на стекле. В случае осаждения при температуре подложки $T_n = 50^\circ\text{C}$ образцы, полученные при распылении композитных мишеней, получались темными и малопрозрачными (рис. 1а). Средний коэффициент оптического пропускания T_{vis} в видимой области (400–700 нм) образца, полученного при распылении мишени GZO и $T_n = 50^\circ\text{C}$, составлял 79.5%, а в образцах, полученных при распылении композитных мишеней, значение T_{vis} уменьшалось с 60.6 до 0.5% с ростом содержания металлической фазы Zn в мишени. При этом максимум пропускания также сдвигался в ближнюю ИК-область.

Согласно данным, представленным на рис. 1б, с ростом температуры подложки значения T_{vis} пленок, полученных из композитных мишеней, увеличиваются, и при $T_n \geq 200^\circ\text{C}$ прозрачность этих пленок становится сравнимой с прозрачностью пленок, полученных из мишени GZO. При температуре подложки $T_n = 290^\circ\text{C}$ все пленки вне зависимости от состава распыляемой ми-

шени характеризуются высокой прозрачностью в видимой области спектра ($T_{\text{vis}} > 82.5\%$). На спектрах пропускания данных пленок (рис. 1в) в видимой области наблюдаются ярко выраженные интерференционные максимумы и минимумы, свидетельствующие об однородности пленок и высокой гладкости их межфазных границ [11]. С увеличением содержания цинка в распыляемой мишени также наблюдаются сдвиг края поглощения в коротковолновую область (вставка рис. 1в) и снижение уровня оптического пропускания в ближней ИК-области спектра.

Измерения электрических характеристик показали, что имеются различия в зависимости удельного сопротивления пленок ρ от $T_{\text{п}}$ в случае использования керамической и композитных мишеней. Если для пленок, полученных при распылении керамической мишени, наблюдается плавное уменьшение значения ρ от $(1.22 \pm 0.06) \times 10^{-3}$ Ом·см при $T_{\text{п}} = 50^\circ\text{C}$ до $(3.51 \pm 0.18) \times 10^{-4}$ Ом·см при $T_{\text{п}} = 290^\circ\text{C}$, то в пленках, полученных из композитных мишеней, наблюдаются значительное снижение удельного сопротивления в диапазоне температур подложки $50\text{--}200^\circ\text{C}$ от $\rho > 10^{-3}$ Ом·см до $\rho < 4 \times 10^{-4}$ Ом·см и последующее более плавное снижение до уровня $\sim 2.5 \times 10^{-4}$ Ом·см при увеличении $T_{\text{п}}$ до 290°C . При этом разброс наблюдаемых значений ρ для пленок, полученных из композитных мишеней с различным содержанием металлической фазы, уменьшается с ростом $T_{\text{п}}$. При максимальной температуре подложки удельное сопротивление пленок, полученных из мишеней GZO–10Zn, GZO–20Zn и GZO–30Zn, составляет $(2.59 \pm 0.13) \times 10^{-4}$, $(2.47 \pm 0.13) \times 10^{-4}$ и $(2.35 \pm 0.13) \times 10^{-4}$ Ом·см соответственно.

Темные малопрозрачные проводящие пленки, полученные при распылении композитных мишеней при $T_{\text{п}} \leq 100^\circ\text{C}$, характеризуются значительно меньшими значениями холловской подвижности μ по сравнению с соответствующими пленками, полученными из мишени GZO (рис. 2б), в то время как для $T_{\text{п}} \geq 200^\circ\text{C}$ высокопрозрачные низкоомные образцы, полученные из композитных мишеней, характеризуются большей холловской подвижностью относительно значений μ пленок, полученных из керамической мишени. Максимальная подвижность $\mu \approx 20 \pm 0.5$ см²V⁻¹c⁻¹ была достигнута в пленках, полученных при распылении композитных мишеней и максимальной температуре подложки в 290°C .

Измерения концентрации носителей заряда в зависимости от типа распыляемой мишени и температуры подложки показали, что в случае распыления мишеней GZO и GZO–10Zn наблюдается монотонный рост n_e в пленках с увеличением $T_{\text{п}}$, а при распылении мишеней GZO–20Zn и

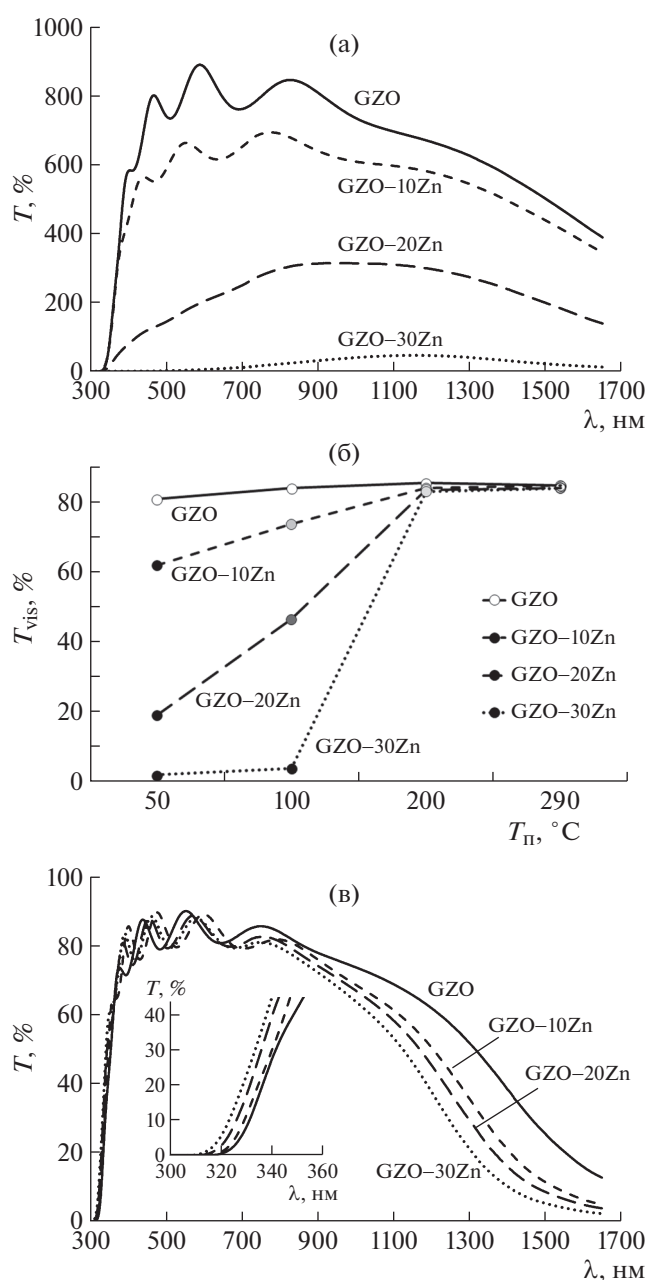


Рис. 1. Спектры оптического пропускания тонких пленок на стекле, нанесенных при $T_{\text{п}} = 50^\circ\text{C}$ (а); зависимость среднего коэффициента оптического пропускания в видимой области T_{vis} пленок на стекле, нанесенных из различных мишеней, от температуры подложки $T_{\text{п}}$ (б); спектры оптического пропускания тонких пленок на стекле, нанесенных при $T_{\text{п}} = 290^\circ\text{C}$ (в). На вставку – область спектров пленок, нанесенных при $T_{\text{п}} = 290^\circ\text{C}$, вблизи края поглощения.

GZO–30Zn на кривой зависимости n_e от $T_{\text{п}}$ присутствует минимум в области температур $100\text{--}200^\circ\text{C}$, когда средний коэффициент пропускания T_{vis} пленок, осаждаемых при распылении композитных мишеней, приближается к значению T_{vis} пленок, полученных при распылении мишени

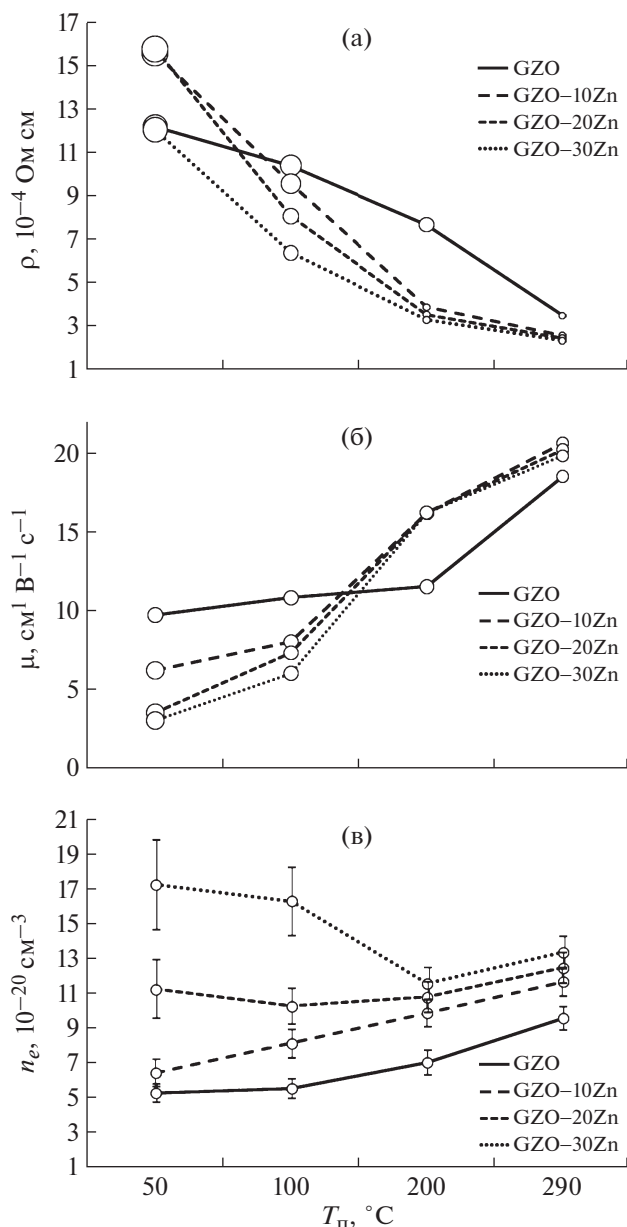


Рис. 2. Зависимости удельного сопротивления ρ (а), холловской подвижности μ (б) и концентрации свободных носителей заряда n_e (в) тонких пленок, нанесенных из различных мишеней, от температуры подложки. На зависимостях ρ и μ от T_p размер маркеров соответствует погрешности измерения.

GZO. Сравнивая данные, представленные на рис. 1б и 2в, можно видеть, что для случая $T_p \leq 100^\circ\text{C}$ чем меньше T_{vis} (чем выше содержание Zn в распыляемой мишени), тем выше наблюдаемая в пленке концентрация носителей заряда n_e . Для случая $T_p \geq 200^\circ\text{C}$, когда все пленки имеют высокий T_{vis} вне зависимости от содержания Zn в распыляемой мишени, в пленках, полученных из композитной мишени, наблюдается концентра-

ция $n_e \geq 10^{21} \text{ см}^{-3}$ и с ростом содержания Zn в распыляемой мишени значение n_e увеличивается, что коррелирует с данными, представленными на рис. 1в. Наблюдаемый коротковолновый сдвиг края оптического поглощения и снижение уровня прозрачности пленок в ИК-области можно объяснить увеличением концентрации свободных носителей заряда [12]. Максимальная концентрация $n_e = (1.34 \pm 0.09) \times 10^{21} \text{ см}^{-3}$, близкая к значению, характерному для лучших образцов прозрачных электродов на основе ИТО ($1.5 \times 10^{21} \text{ см}^{-3}$) [13], наблюдается в пленке, полученной при распылении мишени с максимальным содержанием Zn и температуре подложки в 290°C .

XRD-исследования фазового состава и структуры тонкопленочных образцов показали, что на дифрактограммах пленок вне зависимости от типа распыляемой мишени и температуры подложки присутствуют только два рефлекса, соответствующие отражению от одной системы атомных плоскостей нанокристаллической фазы ZnO со структурой вюрцита – интенсивный 002 ZnO в окрестностях $2\theta = 34^\circ$ и менее интенсивный 004 ZnO ($2\theta = 72^\circ$). Отсутствие на дифрактограммах темных малопрозрачных пленок каких-либо рефлексов, которые можно было отнести к самостоятельной кристаллической фазе цинка, свидетельствовало о том, что встраивающийся в растущую пленку избыточный цинк находится в рентгеноаморфном состоянии. На рис. 3 приведен участок дифрактограмм с рефлексом 002 ZnO для образцов, полученных при распылении керамической мишени и композитных мишеней. Можно видеть, что при $T_p = 50^\circ\text{C}$ с увеличением избыточного цинка в составе распыляемой мишени наблюдаются уменьшение интенсивности рефлекса 002 ZnO, сдвиг его максимума в сторону меньших углов, уширение рефлекса и появление асимметричности в его форме (рис. 3а). Это свидетельствует о том, что в условиях, когда избыточный цинк имеет тенденцию к встраиванию в растущую пленку ($T_p \leq 100^\circ\text{C}$), его наличие в составе потока реагентов приводит к формированию сильно разупорядоченной дефектной структуры в фазе ZnO. С ростом содержания цинка в распыляемой мишени параметр кристаллической решетки c в пленках, осажденных при $T_p = 50^\circ\text{C}$, увеличивается от 0.5229 ± 0.0002 до $0.5242 \pm 0.0002 \text{ нм}$, а средний размер кристаллитов D_{002} , оцененный по формуле Селякова–Шеррера [14], уменьшается от 44 до 26 нм (рис. 4). При переходе к $T_p = 100^\circ\text{C}$ наблюдается некоторое уменьшение дефектности темных пленок, выражаемое в виде уменьшения c в сторону значения, характерного для пленки, полученной из мишени GZO, и меньшего разброса значений D_{002} в пленках, полученных при данной температуре при распылении керамической и композитных мишеней.

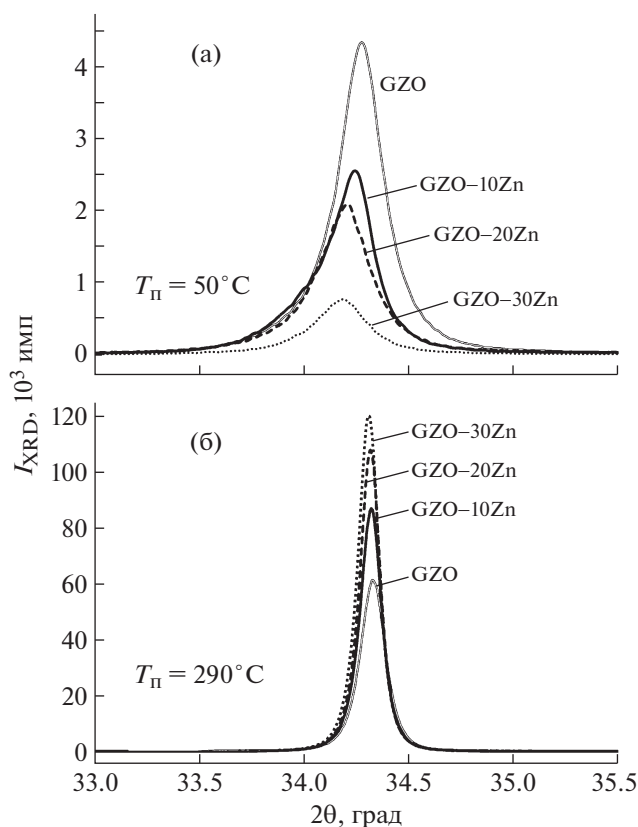


Рис. 3. Участок дифрактограмм с рефлексом 002 ZnO для тонких пленок, осажденных при температуре подложки 50 (а) и 290°C (б).

Согласно данным, представленным на рис. 3б и 4, в случае прозрачных пленок, напыленных при $T_n \geq 200^\circ\text{C}$, введение в состав потока реагентов избыточного цинка, наоборот, способствует улучшению кристалличности осаждаемых пленок. На дифрактограммах пленок, полученных при распылении композитных мишеней и $T_n = 290^\circ\text{C}$, с ростом содержания избыточного цинка в потоке реагентов наблюдаются монотонный рост интенсивности рефлекса 002 ZnO и уменьшение его интегральной ширины. При этом положение максимума рефлекса для данных пленок сдвигается в сторону табличного значения ($2\theta_0 = 34.42^\circ$, $c = 0.5207$ нм; PDF № 00-036-1451). Оценка среднего размера кристаллитов фазы ZnO показала, что при переходе от $T_n \leq 100^\circ\text{C}$ к $T_n \geq 200^\circ\text{C}$ наблюдается скачкообразное увеличение среднего размера D_{002} для всех типов распыляемых мишеней, и чем выше содержание цинка в мишени, тем более значительное изменение D_{002} наблюдается.

Согласно EDX-измерениям соотношение металлических компонентов пленки (Zn и Ga) к кислороду при распылении керамической мишени GZO близко к единице во всем интервале температур подложки (рис. 5а). В случае распыления

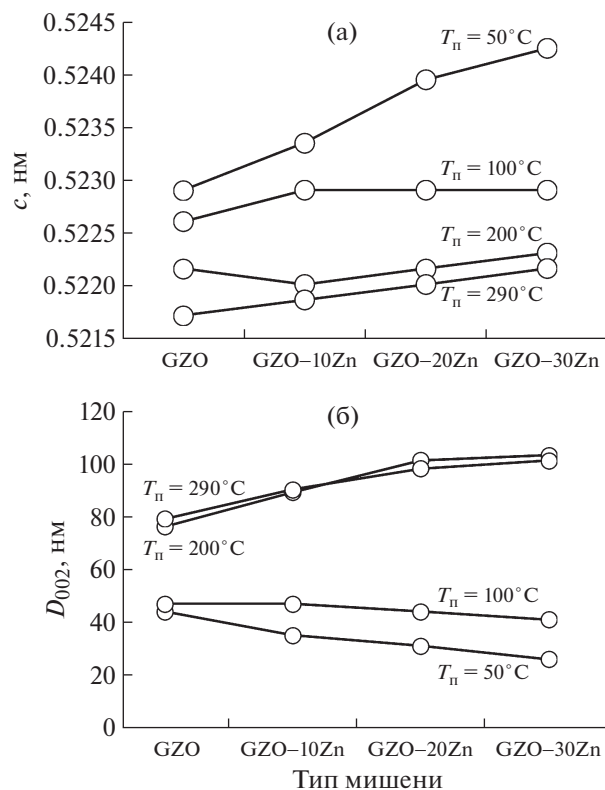


Рис. 4. Зависимости параметра кристаллической решетки c (а) и среднего размера кристаллитов D_{002} (б) осажденных пленок от типа распыляемой мишени.

композитной мишени с максимальным содержанием цинка (GZO-30Zn) из зависимости соотношения $(\text{Zn}+\text{Ga})/\text{O}$ от T_n можно видеть, что избыточный цинк при $T_n = 50^\circ\text{C}$ преимущественно встраивается в пленку, а с ростом T_n доля встраиваемого цинка уменьшается и при $T_n \geq 200^\circ\text{C}$ соотношение $(\text{Zn}+\text{Ga})/\text{O}$ равно ~ 1.03 , т.е. избыточный цинк, присутствующий у поверхности роста пленки, практически не встраивается в пленку.

Данные измерения толщин осаждаемых пленок оптическими методами (рис. 5б) показывают, что в условиях, когда избыточный цинк имеет тенденцию к встраиванию в растущую пленку ($T_n = 50^\circ\text{C}$), наблюдается линейный рост толщины пленки d от 450 до 520 нм при увеличении содержания избыточного цинка в мишени от 0 до 30%. При создании технологических условий, препятствующих встраиванию избыточного цинка в пленку ($T_n = 290^\circ\text{C}$), толщина пленок, напыленных с использованием композитных мишеней, лишь немного превышает толщину пленки, полученной из керамической мишени, и практически не зависит от количества цинка в композитной мишени. Большую толщину пленок, полученных из композитных мишеней ($d = 480\text{--}490$ нм), здесь можно объяснить тем, что стабилизация магнетронного

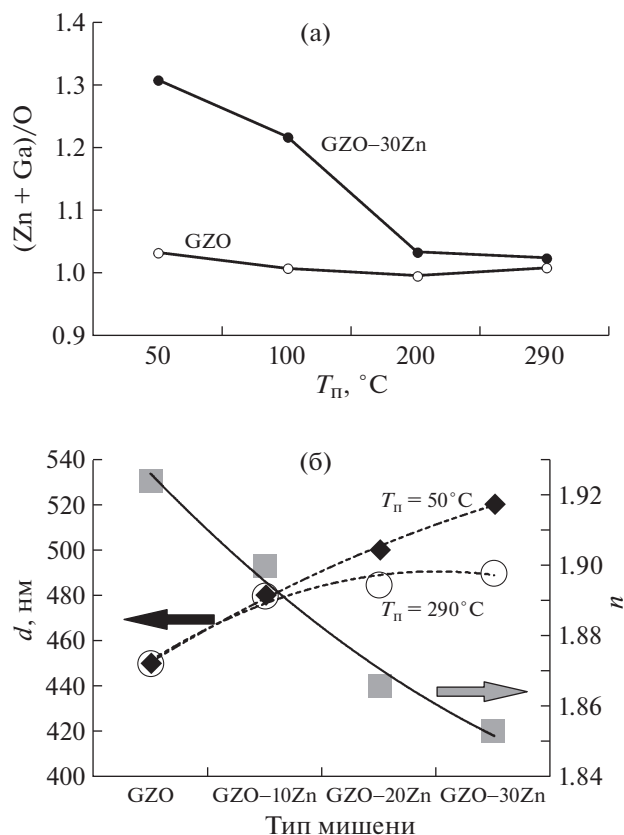


Рис. 5. Зависимость отношения $(Zn+Ga)/O$ от температуры подложки $T_{\text{п}}$ в пленках, осажденных при распылении керамической мишени GZO и композитной мишени GZO-30Zn (а); влияние типа распыляемой мишени на толщину пленок d , осажденных при 50 и 290°C, и показатель преломления n пленок, осажденных при 290°C (б).

разряда проводилась по току разряда, но при этом напряжение магнетронного разряда при распылении композитных мишеней было выше, чем при распылении керамической мишени. Таким образом, подводимая мощность распыления была выше и в случае распыления композитных мишеней. Из рис. 5б можно также видеть, что показатель преломления n в середине видимого диапазона ($\lambda = 560$ нм) в прозрачных проводящих пленках, осажденных при $T_{\text{п}} = 290^\circ\text{C}$, монотонно уменьшается от значения 1.92 до 1.85 при увеличении избыточного цинка в составе распыляемой мишени. Это может свидетельствовать о некотором снижении плотности упаковки материала пленки с увеличением содержания избыточного цинка в потоке реагентов в условиях его интенсивной десорбции с растущей поверхности пленки [15].

Таким образом, проведенные исследования выявили положительное влияние избытка цинка в потоке реагентов на микроструктуру и электрические свойства прозрачных проводящих пленок на основе оксида цинка, легированного галлием.

В случае осаждения слоев из композитных мишеней при низкой температуре на подложке осаждается малопрозрачная композитная пленка, содержащая сильно разупорядоченную нанокристаллическую фазу ZnO и рентгеноаморфную фазу цинка. Проводимость такой системы главным образом обусловлена транспортом носителей заряда по образованной металлической рентгеноаморфной фазой непрерывной сетке. С увеличением температуры подложки наблюдается снижение количества встраиваемого в пленку цинка, что приводит к увеличению коэффициента пропускания пленки в видимой области и росту структурного совершенства нанокристаллической фазы ZnO. Наблюдаемое при этом снижение концентрации носителей, сопровождаемое ростом холловской подвижности, свидетельствует о включении в механизм протекания тока проводящих нанозерен оксидной фазы и постепенном выключении механизма, связанного с протеканием тока по металлической сетке. При температурах подложки $T_{\text{п}} \geq 200^\circ\text{C}$ из-за увеличения вероятности десорбции избыточного цинка на подложках формируются однофазные прозрачные проводящие пленки, состоящие из нанозерен ZnO:Ga. При этом наличие избыточного цинка у поверхности роста тонкой пленки способствует улучшению ее микроструктуры. Механизм улучшения, по-видимому, связан с аномальным увеличением скорости испарения оксида цинка, наблюдаемым при избытке паров цинка [19]. При этом за счет многократных актов осаждения материала и его повторного испарения с поверхности роста могут увеличиваться подвижность и время миграции адатомов на поверхности роста, а также эффективность встраивания примесных ионов Ga в катионные узлы кристаллической решетки ZnO. Рост пленки ZnO:Ga в условиях избытка цинка в потоке реагентов может способствовать дополнительному снижению высоты потенциальных барьеров на границах оксидных нанозерен за счет формирования на их поверхности ультратонкой высокопроводящей поверхностной фазы ZnO_{1-x} .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сравнительные исследования процессов роста, микроструктуры, электрических и оптических характеристик прозрачных проводящих тонких пленок на основе ZnO, полученных методом магнетронного распыления традиционной керамической мишени GZO и нового класса мишеней на основе композита GZO-Zn с различным уровнем содержания цинка, показали следующее. Пленки, полученные путем распыления металло-керамических мишеней при температуре подложки $T_{\text{п}} \geq 200^\circ\text{C}$, демонстрируют высокую прозрачность и более низкое удельное сопротивление, чем слои, полученные в идентичных условиях

при распылении керамической мишени. Обнаружено, что с увеличением содержания цинка в распыляемой композитной мишени наблюдаются рост структурного совершенства нанокристаллической оксидной фазы в пленках и увеличение в них концентрации свободных носителей заряда.

Работа проведена в рамках выполнения Государственных заданий Дагестанского федерального исследовательского центра РАН и Федерального научно-исследовательского центра “Кристаллография и фотоника” РАН. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” и Аналитического центра коллективного пользования Дагестанского федерального исследовательского центра.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Lewis B., Paine D.* // MRS Bulletin. 2000. V. 25. P. 22. <https://doi.org/10.1557/mrs2000.147>
2. *Betz U., Kharrazi Olsson M., Marthy J. et al.* // Surf. Coat. Technol. 2006. V. 200. P. 5751. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2005.08.144>
3. *Portillo-Cortez K., Islas S.R., Serrano-Lázaro A. et al.* // Appl. Surf. Sci. Adv. 2022. V. 9. P. 100255. <https://doi.org/10.1016/j.apsadv.2022.100255>
4. *Hofmann A.I., Cloutet E., Hadziioannou G.* // Adv. Electron. Mater. 2018. V. 4. P. 1700412. <https://doi.org/10.1002/aelm.201700412>
5. *Lippens P., Büchel M., Chiu D. et al.* // Thin Solid Films. 2013. V. 532. P. 94. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2012.12.116>
6. *Misra P., Ganeshan V., Agrawal N.* // J. Alloys Compd. 2017. V. 725. P. 60. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.07.121>
7. *Liu H., Wang X., Li M. et al.* // Ceram. Int. 2020. V. 46. P. 11978. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.01.237>
8. *Абдуев А.Х., Ахмедов А.К., Асваров А.Ш. и др.* // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтр. исслед. 2021. № 1. С. 87. <https://doi.org/10.31857/S1028096021010027>
9. *Асваров А.Ш., Ахмедов А.К., Мурлиев Э.К. и др.* // Прикладная физика. 2022. № 3. С. 73. <https://doi.org/10.51368/1996-0948-2022-3-73-78>
10. *Ахмедов А.К., Абдуев А.Х., Асваров А.Ш. и др.* // Российские нанотехнологии. 2020. Т. 15. № 6. С. 775. <https://doi.org/10.1134/S1992722320060023>
11. *Брус В.В., Ковалюк З.Д., Марьянчук П.Д.* // ЖТФ. 2012. Т. 82. № 8. С. 110.
12. *Rao T.P., Kumar M.C.S.* // J. Alloys Compd. 2010. V. 506. P. 788. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.07.071>
13. *Afre R.A., Sharma N., Sharon M. et al.* // Rev. Adv. Mater. Sci. 2018. V. 53. P. 79.
14. *Langford J.I., Wilson A.J.C.* // J. Appl. Cryst. 1978. V. 11. P. 102. <https://doi.org/10.1107/S0021889878012844>
15. *Meng Li-Jian, Gao Jinsong, Silva R.A. et al.* // Thin Solid Films. 2008. V. 516. P. 5454.