

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ РАБОЧЕГО ГАЗА НА СТРУКТУРУ СЛОЕВ ОКСИДА ЦИНКА

© 2020 г. А. Х. Абдуев^{1,*}, А. К. Ахмедов¹, А. Ш. Асваров^{1,2}, А. Э. Муслимов², В. М. Каневский²

¹ Институт физики им. Х.И. Амирханова, Дагестанский Федеральный исследовательский центр РАН, Махачкала, Россия

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

*E-mail: a_abduev@mail.ru

Поступила в редакцию 14.04.2020 г.

После доработки 07.05.2020 г.

Принята к публикации 12.05.2020 г.

Магнетронным распылением керамической ZnO : Ga и металлокерамической ZnO : Ga + 10 мас. % Zn мишеней в среде Ar, а также реактивным распылением цинковой мишени в среде Ar–O₂ получены слои оксида цинка. Исследовано влияние давления рабочего газа в камере на процесс роста и структуру слоев ZnO. Для всех типов использованных мишеней установлено, что с увеличением давления рабочего газа наблюдается улучшение кристаллической структуры образующих слой нанокристаллитов ZnO. На основе сравнения данных электронной микроскопии и рентгеновской дифракции слоев, сформированных при распылении мишеней различного типа, проанализировано влияние избыточного цинка в составе потока реагентов на микроструктуру и свойства слоев ZnO.

DOI: 10.31857/S0023476120060028

ВВЕДЕНИЕ

Функциональные слои на основе оксида цинка получили широкое распространение в различных оптоэлектронных приложениях: системах отображения информации, тонкопленочных преобразователях солнечной энергии, светоизлучающих структурах и т.д. В настоящее время основным промышленным методом формирования функциональных слоев на основе оксида цинка является метод магнетронного распыления. Многолетние исследования позволили определить весь спектр действующих факторов при магнетронном осаждении слоев, ключевым из которых является температура на поверхности роста. Однако наметившаяся в последнее время тенденция на переход к полимерным носителям накладывает серьезные ограничения на температуру роста слоев [1]. При низкотемпературном синтезе на передний план выступают процессы взаимодействия распыленных атомов в газовой фазе. Такое взаимодействие в определенных условиях может приводить к газофазной кластеризации потока реагентов с формированием на подложке фрактальных дендритных структур [2–7]. При этом существенно снижается структурное совершенство слоев. В то же время неупорядоченные слои с высокой удельной поверхностью представляют определенный интерес при формировании газо-

вых сенсоров, ячеек Гретцеля, суперконденсаторов [8, 9].

В ряде работ рассматриваются различные факторы, приводящие к кластеризации потока реагентов. В частности, в [10] показано существенное влияние давления рабочего газа на энергию частиц, достигающих поверхности роста. В [11, 12] рассмотрены процессы, приводящие к газофазной кластеризации паров металлов при магнетронном распылении.

Другим фактором, влияющим на структуру низкотемпературных магнетронных слоев, может быть изменение температуры поверхности роста в процессе осаждения [13, 14]. В [15], например, отмечается, что при изменении теплоотвода от подложки морфология синтезируемых слоев изменяется от плотной до ультрапористой.

Наблюдаемые в литературе расхождения в трактовках закономерностей зарождения и роста оксидных слоев делают актуальным комплексное исследование процессов, происходящих в газовой фазе и на поверхности роста в зависимости от состава потока реагентов и давления в камере.

УСЛОВИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Осаждение слоев проводили на установке “Магнетрон” (Россия) на неподвижные подложки, находящиеся на расстоянии 150 мм от мишени.

Распыляемые керамические мишени ZnO : Ga (мишень **К**) и композитные металлокерамические мишени ZnO : Ga + 10 мас. % Zn (мишень **МК**) размером 120 × 76 × 4 мм были изготовлены методом искрового плазменного спекания [16]. В качестве исходных реагентов использовали порошки ZnO и Zn чистой 99.95% и металлический галлий чистотой 99.999%. Галлий в количестве 3 ат. % вводили в состав керамической и металлокерамической мишеней для увеличения их проводимости. Мишень металлического цинка размером 120 × 76 × 4 мм была вырезана из пластины цинкового анода чистотой 99.99%.

Перед началом распыления рабочую камеру установки откачивали до остаточного давления 5×10^{-4} Па. Рабочим газом для распыления мишеней **К** и **МК** являлся аргон, а для реактивного распыления цинковой мишени использовали газовую смесь Ag/O₂ (95% Ag + 5% O₂). Распыление вели при четырех значениях давления рабочего газа: 0.5, 1.0, 2.0 и 4.0 Па в режиме стабилизации тока. Ток разряда при всех распылениях поддерживали на уровне 260 мА. Осаждение слоев проводили на стеклянные подложки Corning 1737 размером 40 × 25 × 1.1 мм и подложки из термически окисленного с поверхности кремния размером 40 × 10 × 0.4 мм. Длительность процесса осаждения слоев составляла 70 мин. Подложки в процессе осаждения специально не нагревали.

Морфологию полученных слоев исследовали с помощью растрового электронного микроскопа Leo-1450 (Carl Zeiss, Германия). Рентгеноструктурные исследования проводили с помощью дифрактометра Empyrean (PANalytical B.V. Нидерланды). Спектры пропускания слоев регистрировали с помощью спектрофотометра UV-3600 (Shimadzu, Япония).

ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

На рис. 1 показаны поверхности слоев ZnO, осажденных при реактивном распылении металлической мишени в среде Ag–O₂ и при распылении керамической и металлокерамической мишеней в среде Ag. Можно видеть, что морфология поверхности напыленных слоев зависит от типа распыления и давления рабочего газа в камере.

При давлении $P = 0.5$ Па в случае реактивного распыления цинковой мишени слой имеет зернистую структуру. С ростом давления в камере структура слоя становится более однородной, а средний размер зерен уменьшается.

В случае синтеза слоев с использованием мишени **К** наблюдается увеличение среднего размера зерен с ростом давления аргона до 2 Па. При 4 Па рельеф поверхности сглаживается за счет увеличения поверхностной плотности зерен и уменьшения их размера. Более значительная

трансформация морфологии слоев с ростом давления рабочего газа наблюдается при использовании мишени **МК**, что, по-видимому, обусловлено присутствием в потоке реагентов избыточного цинка и изменениями в механизмах его встраивания в растущий слой при увеличении давления рабочего газа.

Исследования поперечных сколов синтезированных слоев (рис. 2) выявили характерную для них столбчатую структуру. При этом наблюдаемая структура поперечных сколов слоев коррелирует с результатами исследования морфологии их поверхности (рис. 1). Из рис. 2 видно, что скорость роста слоев уменьшается при увеличении давления рабочего газа. Измеренные значения толщины слоев приведены в табл. 1. При этом во всем диапазоне давления минимальные скорости роста слоев наблюдались при реактивном распылении цинковой мишени, а максимальные – при распылении мишени **МК** в среде Ag.

На рис. 3 представлены рентгеновские дифрактограммы синтезированных образцов в диапазоне углов $2\theta = 30^\circ\text{--}40^\circ$. Данные анализа, выполненные с помощью метода рентгеновской дифрактометрии, позволяют утверждать, что все слои являются поликристаллическими и представляют собой фазу ZnO с гексагональной структурой вюрцита (JCPDS 36-1451). Все образцы были текстурированы в направлении (001), т.е. перпендикулярно поверхности подложки, за исключением образца, напыленного из мишени **МК** при давлении Ag 0.5 Па, в котором обнаружилась преимущественная ориентация оси с параллельно плоскости подложки (вставка на рис. 3в).

В случае реактивного распыления цинковой мишени в среде Ag–O₂ (рис. 3а) можно видеть, что при давлении 0.5 Па на дифрактограмме присутствует сильно сдвинутый в область меньших углов 2θ рефлекс (002), а также незначительный рефлекс, который можно отнести к отражению от плоскости (101) ZnO. При увеличении давления рабочего газа рефлекс (101) подавляется, рефлекс (002) сдвигается в сторону больших углов 2θ от значения 34.02° до 34.23° , а его интегральная ширина монотонно уменьшается с 1.05° до 0.59° , что свидетельствует о снижении степени дефектности нанокристаллитов ZnO, образующих слой. Наблюдаемое снижение интенсивности рефлекса (002) при давлениях рабочего газа $P > 1$ Па обусловлено уменьшением толщины слоев ZnO с ростом давления. Оценка дисперсности фазы ZnO в осажденных слоях по уширению рефлекса (002) с использованием формулы Селякова–Шеррера показала, что при $P = 0.5$ Па средний размер нанокристаллитов D_{002} составляет 8 нм, а с ростом давления он плавно увеличивается до 14 нм при $P = 4$ Па (табл. 1).

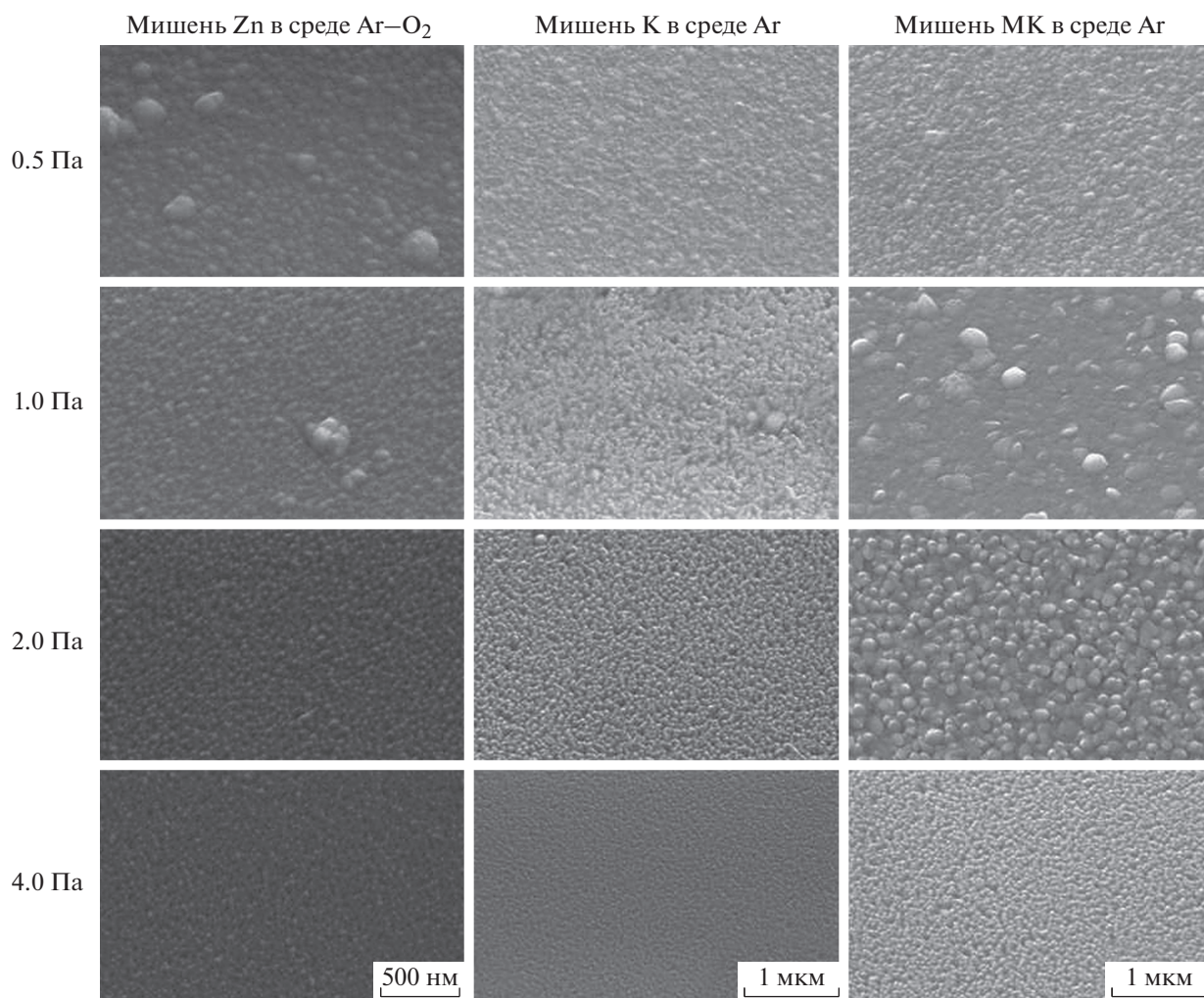


Рис. 1. Поверхности слоев ZnO, полученных при распылении мишени цинка в среде Ag–O₂ и мишеней K и МК в среде Ag при различных давлениях.

На дифрактограммах слоев ZnO, осажденных путем распыления мишени K в среде Ag (рис. 3б), также наблюдается сдвиг положения рефлекса (002) от значения $2\theta = 34.07^\circ$ до 34.30° с ростом давления Ag. Кроме того, можно видеть, что рефлекс (002) в слоях, напыленных при давлении $P \geq 1$ Па, значительно уже и имеет на порядок большие значения интенсивности по сравнению со слоями, полученными в ходе реактивного распыления цинковой мишени. Это свидетельствует о более высокой степени кристаллической упорядоченности слоев ZnO, полученных при распылении мишени K. Если при $P = 0.5$ Па низкоинтенсивный широкий рефлекс свидетельствовал о $D_{002} \sim 5$ нм, то при $P = 1$ Па средний размер нанокристаллитов $D_{002} = 21$ нм, а при дальнейшем росте давления рабочего газа он достигает значения 50 нм (табл. 1).

Как отмечалось выше, слой, полученный при распылении мишени МК при давлении Ag $P =$

$= 0.5$ Па, характеризуется преимущественной ориентацией оси c нанокристаллитов ZnO параллельно плоскости подложки (доминирование рефлексов (100) и (110) на спектре, представленном на вставке рис. 3в). Наблюдаемые рефлекссы имеют низкую интенсивность и большое значение интегральной ширины, что говорит о мелкоблочной и неупорядоченной структуре ZnO. С ростом давления Ag преимущественная ориентация оси c нанокристаллитов изменяется на аксиальную. Однако для рефлекса (002) в слоях, осажденных с использованием мишени МК при давлениях 1 и 2 Па, характерно сильное асимметричное размытие в сторону больших углов 2θ , что может быть связано с присутствием в слоях кристаллитов ZnO с различной степенью дефектности и различающимися межплоскостными расстояниями d_{002} [17]. Очевидно, что в этом случае размеры кристаллитов, оцененные с использованием формулы Селякова–Шеррера без учета составного ха-

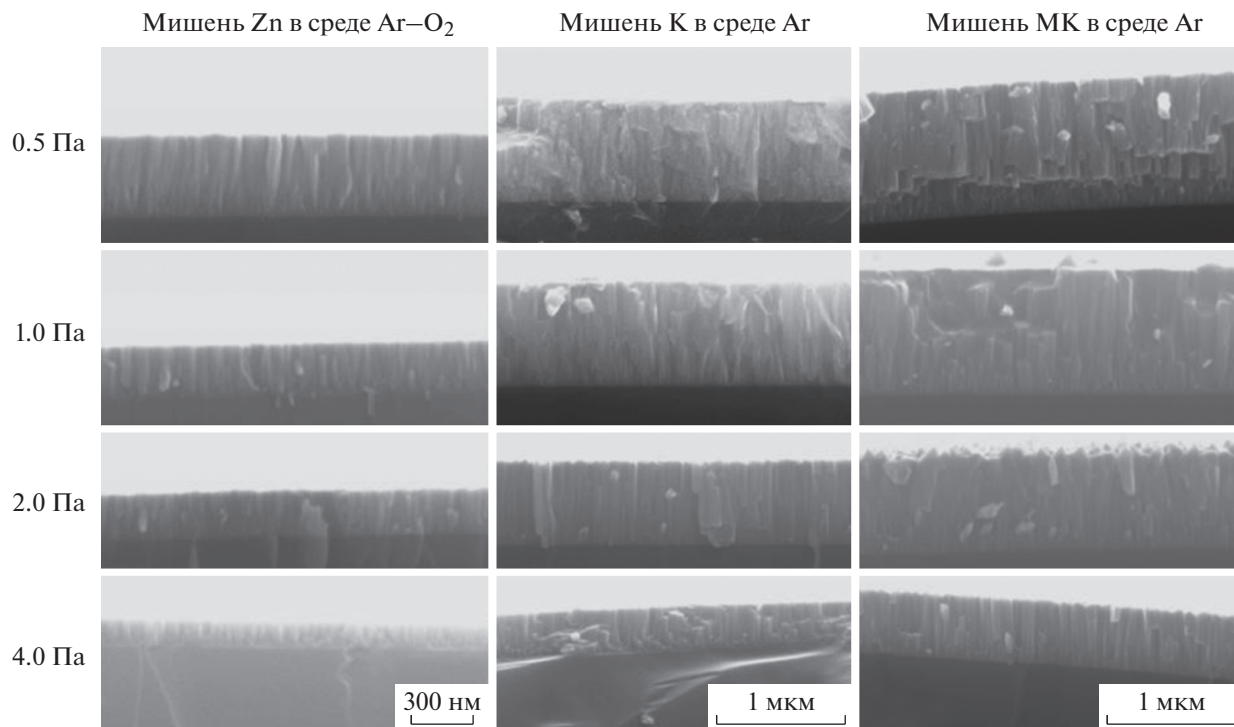


Рис. 2. Поперечные сколы слоев ZnO, полученных при распылении мишени цинка в среде Ag–O₂ и мишеней К и МК в среде Ag при различных давлениях.

рактера рефлекса, будут сильно заниженными. При увеличении давления до 4 Па сильная асимметрия рефлекса (002) исчезает, интегральная ширина уменьшается до значения 0.35°, что соответствует среднему размеру кристаллитов $D_{002} =$

= 25 нм. Однако в отличие от распыления других типов мишени в случае распыления мишени МК сдвиг рефлекса (002) с ростом давления не наблюдается – при $P = 4$ Па максимум рефлекса располагается при $2\theta = 34.0^\circ$.

Таблица 1. Характеристики слоев по данным сканирующей электронной микроскопии, рентгеновской дифракции и оптической спектрометрии в зависимости от условий напыления

Условия получения слоя			Характеристики слоя			
Тип мишени	Рабочий газ	Давление, Па	d , нм	D_{002} , нм	c , нм	$T\%$
Zn	Ag–O ₂	0.5	450	8	0.5267	79.8
		1.0	250	11	0.5256	81.6
		2.0	220	13	0.5248	81.9
		4.0	120	14	0.5235	85.6
K	Ag	0.5	810	5	0.5258	79.3
		1.0	800	21	0.5258	80.4
		2.0	670	30	0.5231	82.1
		4.0	360	50	0.5222	83.0
МК	Ag	0.5	1050	7	0.5270	78.4
		1.0	970	>5	≤0.5280	76.1
		2.0	770	>5	≤0.5280	80.6
		4.0	500	25	0.5270	82.8

Примечание. d – толщина слоя, D_{002} – средний размер кристаллитов ZnO, c – параметр кристаллической решетки ZnO, вычисленный с использованием формулы Вульфа–Брэгга, $T\%$ – коэффициент оптического пропускания в диапазоне длин волн 400–800 нм.

Дополнительно были изучены спектры оптического пропускания синтезированных образцов в видимом диапазоне. Как видно из табл. 1, средний коэффициент оптического пропускания $T\%$ в диапазоне длин волн 400–800 нм для всех слоев был порядка 80%, что характерно для слоев на основе ZnO. Наиболее прозрачными являются слои, полученные в ходе реактивного распыления в среде Ag–O₂, а слои, напыленные в условиях избытка цинка в потоке реагентов (мишень МК), характеризуются меньшими коэффициентами оптического пропускания. Для всех трех типов мишеней наблюдается рост коэффициента оптического пропускания слоев с увеличением давления рабочего газа. Минимальное значение $T\%$, наблюдаемое в слое, напыленном из мишени МК при давлении аргона 1.0 Па, по-видимому, обусловлено повышенным рассеянием проходящего сквозь образец света из-за развитого рельефа его поверхности (рис. 1).

ОБСУЖДЕНИЕ

Известно, что при магнетронном распылении керамических мишеней ZnO в атмосфере Ag происходит изменение стехиометрии в зоне эрозии в сторону дефицита кислорода. [18]. Это может быть обусловлено как сравнительно более интенсивным удалением кислорода откачной системой, так и реосаждением части атомов цинка на поверхность мишени [19]. Соответственно поток, формируемый при распылении керамической мишени, всегда будет содержать некоторый избыток цинка и содержание его будет расти с ростом скорости распыления. В случае реактивного распыления цинковой мишени в среде Ag–O₂ доля избыточного цинка определяется в первую очередь соотношением Ag/O₂ в составе рабочего газа и плотностью тока разряда. При распылении мишени МК в среде Ag значительная доля избыточного цинка в составе потока реагентов обусловлена двухкомпонентным составом мишени. В условиях низкотемпературного осаждения наличие избытка цинка в потоке реагентов не может не влиять на процесс роста слоев ZnO.

Ранее было продемонстрировано, что при магнетронном распылении цинковой мишени в среде Ag на охлаждаемой подложке при низком давлении ($P = 0.5$ Па) формируются плотные поликристаллические слои цинка, а при высоком давлении ($P > 2$ Па) в результате газовой кластеризации паров цинка происходит формирование ультрапористых аморфных слоев по механизму Виттена–Сандера [20].

В настоящей работе не обнаружено признаков роста слоев с участием кластерных агрегатов ZnO. Все слои ZnO были однофазными, поликристаллическими, имели плотную столбчатую структуру

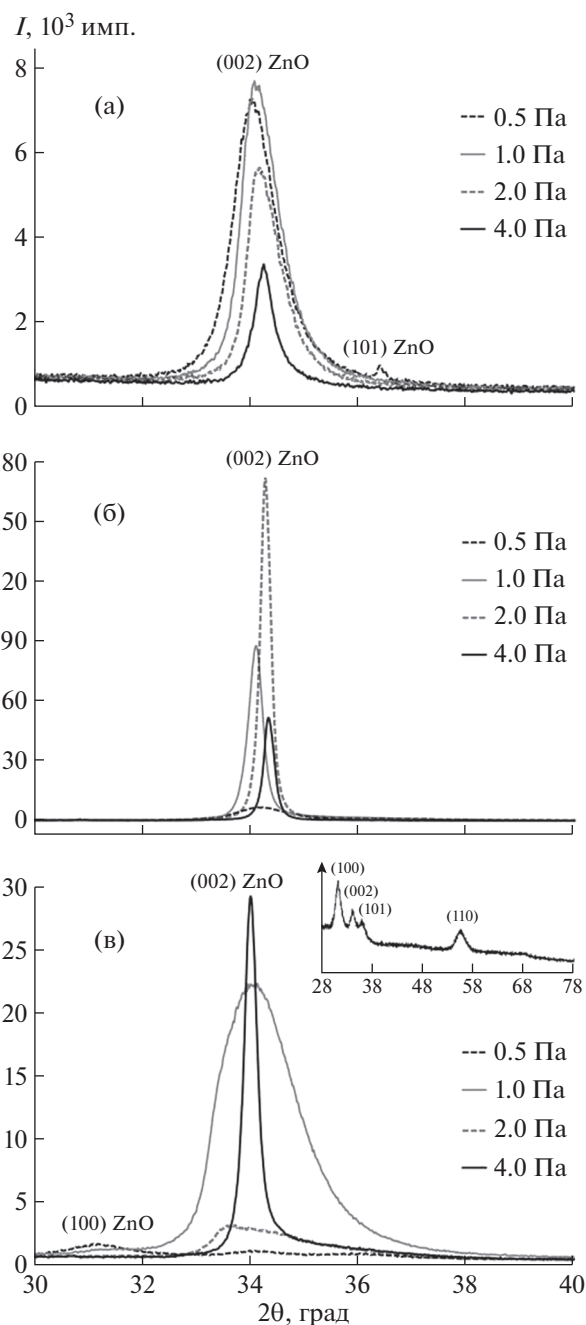


Рис. 3. Дифрактограммы слоев ZnO, синтезированных при различных давлениях в ходе реактивного распыления цинковой мишени в среде Ag–O₂ (а), при распылении мишени К (б) и распылении мишени МК (в) в среде Ag; на вставке обзорная дифрактограмма слоя, полученного при распылении мишени МК и давлении Ag 0.5 Па.

и высокий коэффициент пропускания во всем диапазоне давлений рабочего газа вне зависимости от типа распыляемой мишени. Можно предположить, что отсутствие газовой кластеризации ZnO обусловлено относительно большой энергией связи молекул ZnO в отличие от слабого

ван-дер-ваальсова взаимодействия между атомами металла. Поэтому процессы кластеризации молекул ZnO обнаруживаются при больших энергиях атомов цинка и атомов (молекул) кислорода, давлениях и плотностях потоков в разрядной плазме [21, 22].

В свою очередь имеющая место с большой вероятностью газофазная кластеризация цинковой компоненты потока реагентов [20] не приводит к существенным микроструктурным изменениям слоев ZnO из-за неконтролируемого разогрева поверхности растущего слоя в используемых в данной работе условиях эксперимента. Такой нагрев приводит к термическому разрушению слабосвязанных цинковых агрегатов на поверхности роста и десорбции избыточного цинка. Относительно высокая оптическая прозрачность слоев, напыленных при использовании мишени МК, подтверждает, что нагрев поверхности роста в ходе напыления до температур, препятствующих активному встраиванию избыточного цинка в растущий слой ($T > 100^\circ\text{C}$), происходил при всех давлениях рабочего газа. Разогрев подложек до температур выше 150°C при магнетронном синтезе слоев ZnO отмечался в [13, 14]. При низких давлениях рабочего газа разогрев растущей поверхности происходит из-за интенсивной бомбардировки подложки высокоэнергетичными заряженными и нейтральными частицами [23]. С повышением давления энергия бомбардирующих частиц снижается, снижается и коэффициент распыления, но вырастает тепловая нагрузка на подложку, связанная с излучением разрядной плазмы [24].

Наблюдаемый характер микроструктурных изменений в слоях, напыленных при использовании цинковой и керамической мишеней, с ростом давления рабочего газа может быть объяснен снижением макронапряжений, обусловленных бомбардировкой высокоэнергетичными частицами в ходе роста, и уменьшением концентрации дефектов внутри нанокристаллитов, связанных со встраиванием избыточного цинка в кристаллическую решетку ZnO при увеличении интенсивности радиационного нагрева поверхности подложки [13, 25].

Наблюдаемые особенности для случая распыления металлокерамической мишени, вероятно, обусловлены присутствием в потоке реагентов значительной по сравнению с мишенью К доли свободного цинка. Большая толщина слоев, напыленных из мишени МК (рис. 2), и, следовательно, большие скорости роста обусловлены частичным окислением цинка кислородом остаточной атмосферы. Отсутствие и/или меньшая степень преимущественной аксиальной ориентации в слоях ZnO, напыленных из потока со значительным содержанием избытка цинка при давлении аргона $P < 4$ Па, также может быть связана

с частичным встраиванием цинка в растущий слой. В [25] показано, что слои ZnO с преимущественной ориентацией оси c параллельно подложке характеризуются сильным отклонением стехиометрии в сторону избытка цинка, а в слоях с ярко выраженной аксиальной ориентацией состав пленки становится близким к стехиометрическому. Наблюдаемая асимметрия рефлекса (002) ZnO в слоях, напыленных при давлениях рабочего газа 1 и 2 Па, может быть связана с изменениями в механизме нагрева подложки в процессе осаждения. В [26, 27] асимметричный составной рефлекс (002) связывали с присутствием в тонкой пленке двух фаз – напряженной с увеличенным параметром кристаллической решетки и релаксированной с параметром c , приближенным к табличному значению для ZnO. Полагаем, что в данном случае в сильно неравновесных условиях роста на начальном этапе формировался слой со значительным отклонением от стехиометрии в сторону избытка цинка и увеличенным параметром c , а по мере нагрева подложки излучением плазмы формирующийся выше слой характеризовался уже меньшей степенью нестехиометричности и меньшим параметром c [28]. При максимальном давлении рабочего газа из-за роста теплопроводности газовой среды скорость разогрева подложки увеличивается, и процесс роста становится более однородным, что сопровождается исчезновением сильной асимметрии рефлекса на дифрактограмме соответствующего слоя. Из сравнения значений параметра c кристаллической решетки слоев, осажденных при 4 Па, можно видеть, что избыток цинка в потоке реагентов к подложке способствует формированию обогащенных цинком слоев с увеличенными межплоскостными расстояниями кристаллической решетки [29].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние давления аргона в камере в интервале 0.5–4 Па на структуру и свойства слоев оксида цинка, формируемых при магнетронном распылении керамической и металлокерамической мишеней в среде Ag, а также реактивном распылении цинковой мишени в среде Ag–O₂. Проведенные исследования позволили установить общие для всех трех типов мишеней закономерности роста слоев:

- с ростом давления рабочего газа снижается скорость осаждения слоев;
- для всех типов мишеней характерно присутствие некоторого количества избыточного цинка в составе потока реагентов, формирующегося при их распылении;
- с ростом давления рабочего газа наблюдаются улучшение кристаллической структуры слоев и

увеличение их оптического пропускания, что обусловлено снижением вероятности встраивания избыточного цинка в растущий слой ZnO из-за радиационного нагрева поверхности роста излучением плазмы.

Исходя из экспериментальных данных, при высоких давлениях рабочего газа признаков роста слоев ZnO из частично кластеризованного потока реагентов не обнаруживается, если не предприняты специальные меры, препятствующие разогреву поверхности роста.

Исследование выполнено в рамках Государственных заданий ДФИЦ РАН и ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 20-07-00760, 20-02-00373) с использованием оборудования АЦКП ДФИЦ РАН и ЦКП ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН при поддержке Минобрнауки России (проект RFMEFI62119X0035).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Смирнов Б.М. // Успехи физ. наук. 2017. Т. 187. С. 1329.
2. Смирнов Б.М. // Успехи физ. наук. 1986. Т. 149. С. 177.
3. Matsushita M., Hayakawa Y., Sawada Y. // Phys. Rev. A. 1985. V. 32. P. 3814(R).
4. Maslyk M., Borysiewicz M.A., Wzorek M. et al. // Appl. Surf. Sci. 2016. V. 389. P. 287.
5. Borysiewicz M.A., Wojciechowski T., Dynowska E. et al. // Acta Phys. Pol. A. 2014. V. 125. P. 1144.
6. Cheng L., Chang Q., Chang Y. et al. // J. Mater. Chem. A. 2016. V. 4. P. 9816.
<https://doi.org/10.1039/C6TA02764D>
7. Chandiran A.K., Abdi-Jalebi M., Nazeeruddin M.K., Gratzel M. // ACS Nano. 2014. V. 8. № 3. P. 2261.
<https://doi.org/10.1021/nn405535j>
8. Borysiewicz M.A., Ekielski M., Ogorzałek Z. et al. // Nanoscale. 2017. V. 9. № 22. P. 7577.
<https://doi.org/10.1039/c7nr01320e>
9. Jiang L., Li J., Huang K. et al. // ACS Omega. 2017. V. 2. P. 8990.
10. Bouaraba F., Belkaid M.S., Lamri S. // J. Nano- Electron. Physics. 2018. V. 10. № 4. P. 04001.
11. Mattei J.-G., Grammatikopoulos P., Zhao J. et al. // Chem. Mater. 2019. V. 31. P. 2151.
<https://doi.org/10.1021/acs.chemmater.9b00129>
12. Grammatikopoulos P., Steinhauer S., Vernieres J. et al. // Adv. Physics: X. 2016. V. 1. № 1. P. 81.
<https://doi.org/10.1080/23746149.2016.1142829>
13. Petrov I., Orlinov V., Misiuk A. // Thin Solid Films. 1984. V. 120. P. 55.
14. Лашкарев Г.В., Карпина В.А., Лазоренко В.И. и др. // Физика низких температур. 2011. Т. 37. № 3. С. 289.
15. Baker M.A., Gissler W., Klose S. et al. // Surf. Coat. Technol. 2000. V. 125. № 1–3. P. 207.
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(99\)00550-2](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00550-2)
16. Asvarov A.S., Muslimov A.E., Akhmedov A.K. et al. // Instrum. Exp. Tech. 2019. V. 62. P. 726.
<https://doi.org/10.1134/S0020441219050038>
17. Белянин А.Ф., Кривченко В.А., Лопачев Д.В. и др. // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. 2006. № 6. С. 48.
18. Моррисон С. Химическая физика поверхности твердого тела. М: Мир, 1980, 488 с.
19. Claeyssens F., Cheesman A., Henley S.J., Ashfold M.N.R. // J. Appl. Phys. 2002. V. 92. P. 6886.
<https://doi.org/10.1063/1.1518782>
20. Абдуев А.Х., Ахмедов А.К., Асваров А.Ш. и др. // Кристаллография. 2017. Т. 62. № 1. С. 130.
21. Budaev V.P., Khimchenko L.N. // J. Exper. Theor. Phys. 2007. V. 104. P. 629.
<https://doi.org/10.1134/S1063776107040139>
22. Абдуев А.Х., Асваров А.Ш., Ахмедов А.К. и др. // Письма в ЖТФ. 2002. Т. 28. № 22. С. 59.
23. Ellmer K., Welzel T. // J. Mater. Res. 2012. V. 27. № 5. P. 765.
<https://doi.org/10.1557/jmr.2011.428>
24. Shapovalov V.I., Komlev A.E., Bondarenko A.S. et al. // Phys. Lett. A. 2016. V. 380. № 7–8. P. 882.
<https://doi.org/10.1016/j.physleta.2015.12.021>
25. Sharma P., Sreenivas K., Rao K.V. // J. Appl. Phys. 2003. V. 93. № 7. P. 3963.
<https://doi.org/10.1063/1.1558994>
26. Kappertz O., Drese R., Wuttig M. // J. Vac. Sci. Technol. A. 2002. V. 20. P. 2084.
<https://doi.org/10.1116/1.1517997>
27. Severin D., Kappertz O., Nyberg T. et al. // Thin Solid Films. 2007. V. 515. P. 3554.
<https://doi.org/10.1016/j.tsf.2006.10.130>
28. Абдуев А.Х., Ахмедов А.К., Асваров А.Ш. и др. // Кристаллография. 2020. Т. 65. № 3. С. 489.
<https://doi.org/10.31857/S0023476120030029>
29. Franklin J.B., Zou B., Petrov P. et al. // J. Mater. Chem. 2011. V. 21. P. 8178.
<https://doi.org/10.1039/c1jm10658a>