

УДК 539.23

ФОРМИРОВАНИЕ СВЕРХГЛАДКИХ ВЫСОКООРИЕНТИРОВАННЫХ ПЛЕНОК ZnO НА АМОРФНОЙ ПОВЕРХНОСТИ (SiO₂/Si) МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

© 2024 г. А. М. Исмаилов^а, Т. А. Гуйдалаева^а, А. Э. Муслимов^{б,*},
Ю. В. Григорьев^б, В. М. Каневский^б

^аДагестанский государственный университет, Махачкала, 367003 Россия

^бИнститут кристаллографии им. А.В. Шубникова Курчатовского комплекса кристаллографии и фотоники
НИИЦ “Курчатовский институт”, Москва, 119333 Россия

*E-mail: amuslimov@mail.ru

Поступила в редакцию 14.04.2024 г.

После доработки 20.06.2024 г.

Принята к публикации 20.06.2024 г.

Исследовано влияние температуры аморфных подложек SiO₂/Si на процессы формирования сверхгладких высокоориентированных пленок ZnO(0001) методом магнетронного распыления на постоянном токе. Показано, что пленки ZnO, полученные при температуре подложки 500°C, обладают пластинчатой формой кристаллитов независимо от скорости роста в интервале 1–7 нм/с. С этой особенностью морфологии кристаллитов связана минимальная для традиционных высокоскоростных методов осаждения среднеквадратичная шероховатость поверхности 0.9 нм. Сверхгладкая поверхность пленок и пластинчатая форма кристаллитов ZnO обусловлены преимущественно двумерным механизмом формирования пленок в условиях зарядки растущей поверхности в плазме магнетронного разряда.

Ключевые слова: оксид цинка, магнетронное распыление, гладкие пленки, механизм роста пленок, зарядка подложки.

DOI: 10.31857/S1028096024100029, **EDN:** SHQRVK

ВВЕДЕНИЕ

Поиск новых материалов, способных эффективно преобразовывать энергию, является одним из приоритетных направлений современных наукоемких технологий. В этой связи один из самых многообещающих полупроводников — оксид цинка ZnO, обладающий уникальными физико-химическими свойствами. Наиболее полный обзор условий синтеза, свойств и применений ZnO был ранее представлен в [1], однако в последнее время такого рода обзоры стали выходить с завидной регулярностью [2, 3], что подтверждает огромный интерес к этому соединению. Тем не менее не решена проблема снижения шероховатости поверхности до субнанометровых величин при сохранении приемлемой для массового производства высокой скорости роста текстурирован-

ных пленок ZnO (более 1 нм/с). К примеру, текстурированные пленки применяются в качестве фронтального электрода в солнечных элементах [4, 5], производстве устройств на основе объемных и поверхностных акустических волн [6, 7]. Шероховатость поверхности текстурированных пленок влияет на их механические, термические, оптические, электрофизические свойства, и это является общей проблемой тонкопленочных технологий, приводящей к снижению эксплуатационных характеристик и срока службы устройств. Кроме того, следует иметь в виду прямую корреляцию между топологией основы и покрытия [8], которая подтверждает неполное сглаживание неоднородностей рельефа текстурированных пленок при дальнейшем наращивании на них функциональных слоев.

На морфологию поверхности растущей пленки влияют энергетический и кинетический факторы. Снижение свободной поверхностной энергии определяет термодинамическую устойчивость системы и характеризуется тенденцией к сглаживанию поверхности при сравнительно низких температурах осаждения. В то же время при увеличении температуры осаждения усиливается влияние кинетического фактора, связанного с диффузионной активностью адатомов. Коэффициент диффузии адатомов отличается неконтролируемой (случайной) неоднородностью [9], и именно это обстоятельство приводит к аномально быстрому росту шероховатости пленок. Необходимо направленное воздействие на ансамбль диффундирующих адатомов с целью стабилизации кинетических параметров ансамбля (снижения неоднородности коэффициента диффузии). Таким воздействием может служить приложенное к системе пленка–подложка электрическое поле. В [10] показано, что наличие разности потенциалов между кремниевой подложкой и растущей пленкой платины приводит к образованию мелкозернистой разупорядоченной структуры и повышению гладкости пленки платины. Ускорение диссоциации островков Cd и Te под воздействием электрического поля продемонстрировано в [11], что также способствует уменьшению зернистости осаждаемой пленки CdTe. В [12] установлено, что заряд на поверхности подложки влияет не только на формирование пленок путем испарения в вакууме на атомарном уровне, но и на микроструктуру, геометрическую гладкость и однородность пленок по толщине.

В ионно-плазменных методах осаждения пленок нет необходимости специального приложения электрического поля. Если подложка расположена в области плазмы, то ростовая поверхность заряжается отрицательно (электронами) до так называемого плавающего потенциала (потенциала, который приобретает внесенное в плазму изолированное тело за счет попадания на него более подвижных электронов).

Кремниевые подложки являются основой современной электроники. Однако формирование на них эпитаксиальных пленок ZnO усложняется моментальным образованием на их поверхности аморфного оксида SiO₂, экранирующего ориентирующее влияние подложки. Это способствует образованию текстуры ZnO с осью [0001] перпендикулярно подложке. Ранее было установлено [13], что подбором местоположения подложки в плазме магнетронного разряда (а значит, оптимального значения плавающего потенциала на подложке) можно получить высо-

коориентированные пленки ZnO на аморфной подложке SiO₂/Si. При фиксированном значении плавающего потенциала на подложке основным фактором, влияющим на структурное совершенство и шероховатость поверхности пленки ZnO, является температура подложки. В работе исследовано влияние температуры подложки SiO₂/Si на процессы формирования сверхгладких высокоориентированных пленок ZnO методом магнетронного распыления мишени ZnO на постоянном токе. Предложен механизм формирования пленок ZnO в условиях зарядки поверхности роста электронами.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Методика осаждения пленок ZnO подробно описана в [13]. В качестве подложек использовали прямоугольные пластины (5 × 10 × 0.5 мм) кремния с ориентацией (100) с тонким слоем собственного оксида на поверхности. Пленку ZnO осаждали на подложку через маску с окном 5 × 5 мм. Среднюю скорость роста пленок оценивали, как отношение толщины пленки, определяемой по изображениям поперечного скола образцов, полученным в растровом электронном микроскопе (РЭМ), ко времени распыления.

Для структурных исследований пленок использовали метод рентгеновской дифракции и дифрактометр Empyrean фирмы PANalytical (Нидерланды) (CuK_α-излучение, $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$, геометрия Брэгга–Брентано). Анализ дифрактограмм и идентификацию пиков осуществляли с использованием программы HighScorePlus и базы данных ICSD (PDF-2). Для качественной оценки структурного совершенства пленок ZnO также применяли метод дифракции быстрых электронов на отражение (электроннограф ЭГ-75, Россия). Исследования методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) проводили в зондовом микроскопе NtegraPrima (НТ-МДТ, г. Зеленоград). Расчет среднеквадратичной шероховатости и измерения перепада высот осуществляли по данным АСМ с использованием программного обеспечения Nova.

Размер кристаллитов пленки оценивали по формуле Шеррера [14]: $D = 0.9\lambda/\beta\cos\theta$, где D [нм] — средний размер зерен, λ [нм] — длина волны рентгеновского излучения, β [рад] — полуширина дифракционного пика.

Морфологию поверхности пленок и поперечного среза образца подложка–пленка исследовали с использованием двулучевого растрового электронно-ионного микроскопа Scios (FEI, США) в режиме детектирования вторичных элект-

тронов или с использованием внутрилинзового детектора обратно рассеянных электронов для получения более контрастного изображения границ зерен при ускоряющем напряжении 1–2 кВ. Для получения изображений среза и оценки толщины пленки в РЭМ с помощью ионного пучка локально напыляли Pt для предотвращения повреждений поверхности образца, затем вытравливали материал и полировали полученную поверхность при низких токах ионного пучка. Пробоподготовку образца для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проводили с использованием стандартной методики вырезки образца и его последующего утонения с помощью ионного пучка. Использовали высокоразрешающий микроскоп FEI Osiris с источником с полевой эмиссией при ускоряющем напряжении 200 кВ. Состав слоев в ПЭМ оценивали с помощью сверхчувствительного энергодисперсионного детектора Bruker SuperX.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структурное совершенство пленок

На рис. 1 приведены рентгеновские дифрактограммы и электронограммы на отражение пленок ZnO, полученных при температуре подложки 650°C (тип 1) и 500°C (тип 2) и одинаковых технологических параметрах: плотность разрядного тока $j = 12$ мА/см², давление рабочего газа (кислород) $p = 1.33$ Па, время осаждения $t = 30$ мин, одинаковое расположение подложек в плазме магнетронного разряда, соответствующее значению плавающего потенциала в центре подложки 9–12 В. Средняя толщина пленок $h = 1.6$ мкм (для фиксированного времени распыления 30 мин). Средняя скорость роста пленок ($v = 0.88$ нм/с) от темпера-

туры подложки не зависит. Из рис. 1 видно, что пики при углах 2θ 34.213821°, 72.642968° (тип 1) и 34.568801°, 72.661885° (тип 2) соответствуют отражениям 0002, 0004 от базисной плоскости (0001) ZnO. Дифракционные отражения указывают на то, что пленки ZnO кристаллизуются в гексагональной сингонии со структурным типом вюрцит (JCPDS № 79–0205). Пик при $2\theta = 69.272^\circ$ соответствует отражению 004 от подложки Si(100). Высокая интенсивность пика 0002 ZnO и малая его ширина на половине высоты (FWHM — full width at half maximum) 0.0852° и 0.0692° для пленок типа 1 и 2 соответственно свидетельствуют о высоком структурном совершенстве полученных пленок. Размеры кристаллитов, рассчитанные по формуле Шеррера, 98 и 120 нм для пленок типа 1 и 2 соответственно.

Достигнутое структурное совершенство пленок ZnO соответствует предельному случаю одноосной текстуры с нулевым углом аксиальной разориентации. На это указывают точечные рефлексы (вместо дужек) на электронограммах и отсутствие других пиков на дифрактограммах, кроме отражений от базисной плоскости (0001) ZnO. Однако сохраняется азимутальная разориентация кристаллитов в пленке, что подтверждается постоянством картины дифракции быстрых электронов на отражение при вращении образца вокруг оси, перпендикулярной плоскости пленки [13]. Представление о форме кристаллитов в пленке можно получить исходя из характера дифракционных рефлексов на электронограммах (рис. 1). Для пленок типа 2 характерны дифракционные рефлексы в виде вертикальных тяжей (рис. 1б). Известно, что узел обратной решетки (дифракционный рефлекс) вытянут вдоль наименьшего периода решетки кристалла [15].

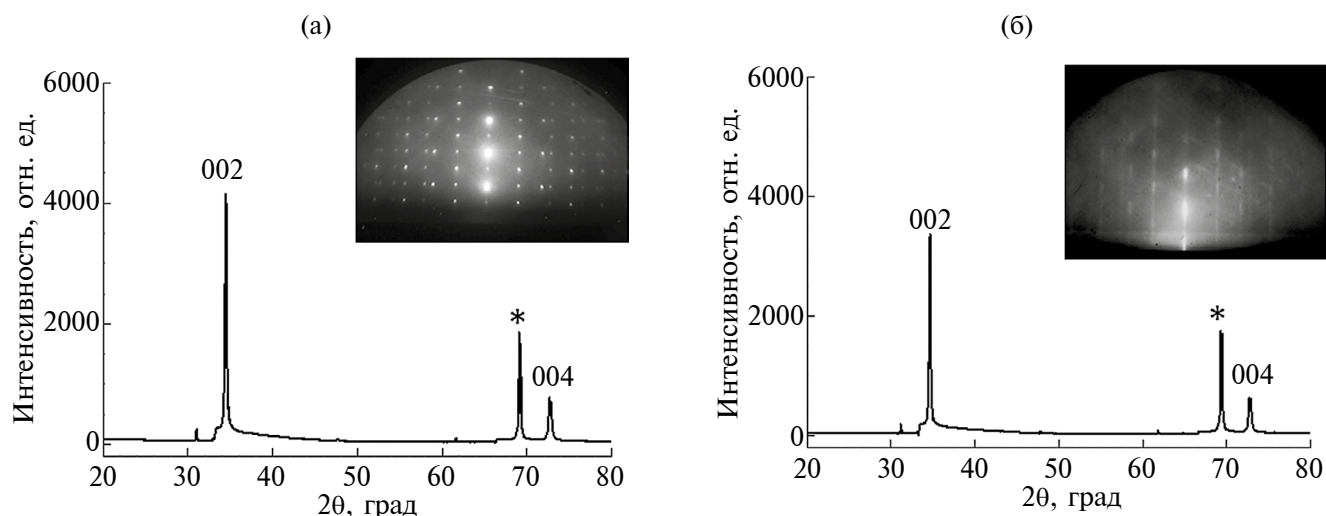


Рис. 1. Дифрактограммы и электронограммы пленок ZnO типа 1 (а) и 2 (б).

Согласно геометрии снятия электронограмм на отражение, таковым является направление, перпендикулярное подложке. Это означает, что кристаллиты пленок типа 2 имеют пластинчатую форму и расположены параллельно подложке. Повышение температуры подложки приводит к постепенному уменьшению тяжей на электронограммах, и в интервале температур подложки 650–800°C наблюдаются точечные рефлексy (рис. 1а), что соответствует переходу пластинчатой формы кристаллитов в столбчатую.

Морфология поверхности пленок

Отличия в форме кристаллитов для пленок типа 1 и 2 отражаются и на морфологии их поверхности. Действительно, поверхность пленок типа 1 (рис. 2а) шероховатая, в то время как поверхность пленок типа 2 более гладкая со структурой типа “пазл” (рис. 2б). По данным АСМ (рис. 2, вставки) были определены среднеквадратичная шероховатость и перепады высот: 5.26, 39.8 нм — для пленок типа 1; 0.9, 26 нм — для пленок типа 2. Малая среднеквадратичная шероховатость 0.9 нм позволяет считать поверхность пленок типа 2 близкой к сверхгладкой. Сравнительно большой перепад высот для них связан с наличием глубоких пор, природа которых не ясна. Для сравнения, построевая химико-механическая полировка позволяет снижать шероховатость поверхности кристаллов ZnO [16] до 0.23 нм. Однако в этом случае помимо травления вещества со скоростью 0.2 мкм/мин формируется нарушенный приповерхностный слой толщиной 5–11 нм. Также с помощью метода РЭМ были определены поперечные средние размеры зерен в обоих образцах. Для пленок типа 1 средний размер поперечного сечения зерна составил 130 нм, а для пленок типа 2 — 140 нм. Необходимо отметить, что для пленок типа 1 максимальный наблюдаемый размер зерен составлял 380 нм, а для пленок типа 2 — более 480 нм.

Механизм роста

В общем случае процесс формирования тонкой пленки разделяют на три стадии: начальная (стадия образования зародышей), переходная (стадия роста–зарождения) и конечная (стадия роста). Соответственно, рассматривая возникновение ориентации, различают начальную, переходную и конечную ориентацию [17]. Исследование границы пленка–подложка методом высокоразрешающей ПЭМ показывает (рис. 3), что формирование кристаллитов, ориентированных осью с перпендикулярно границе, идет на начальной стадии роста пленки: видны параллельные атомные ряды оксида цинка, берущие свое на-

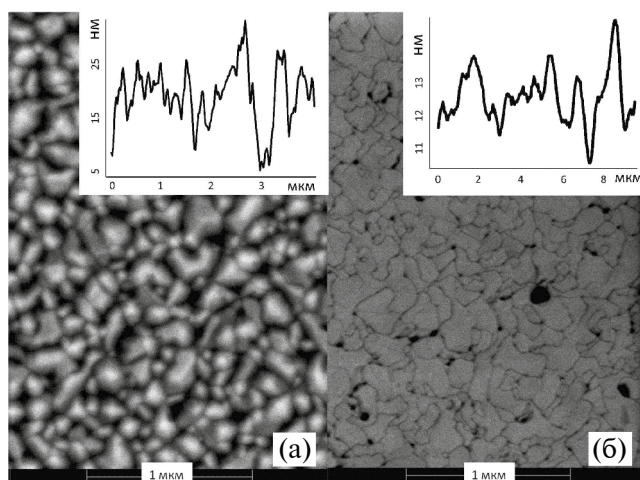


Рис. 2. РЭМ-изображения поверхности пленок ZnO типа 1 (а) и 2 (б), полученные с использованием детектора вторичных электронов и внутрилинзового детектора обратно рассеянных электронов, соответственно.

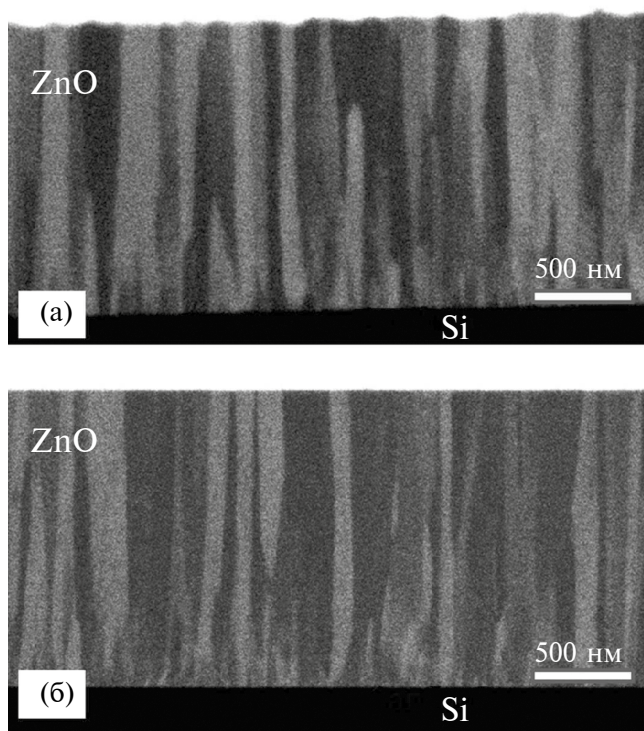


Рис. 3. РЭМ-изображения поперечного среза пленок ZnO/Si типа 1 (а) и 2 (б).

чало на поверхности аморфной прослойки SiO₂ на подложке Si. Для обеих пленок также характерна (рис. 4) плотная столбчатая структура, свидетельствующая о преимущественно вертикальном росте. Ширина столбчатых структур для пленки типа 1 порядка 100–150 нм, для пленки типа 2 она

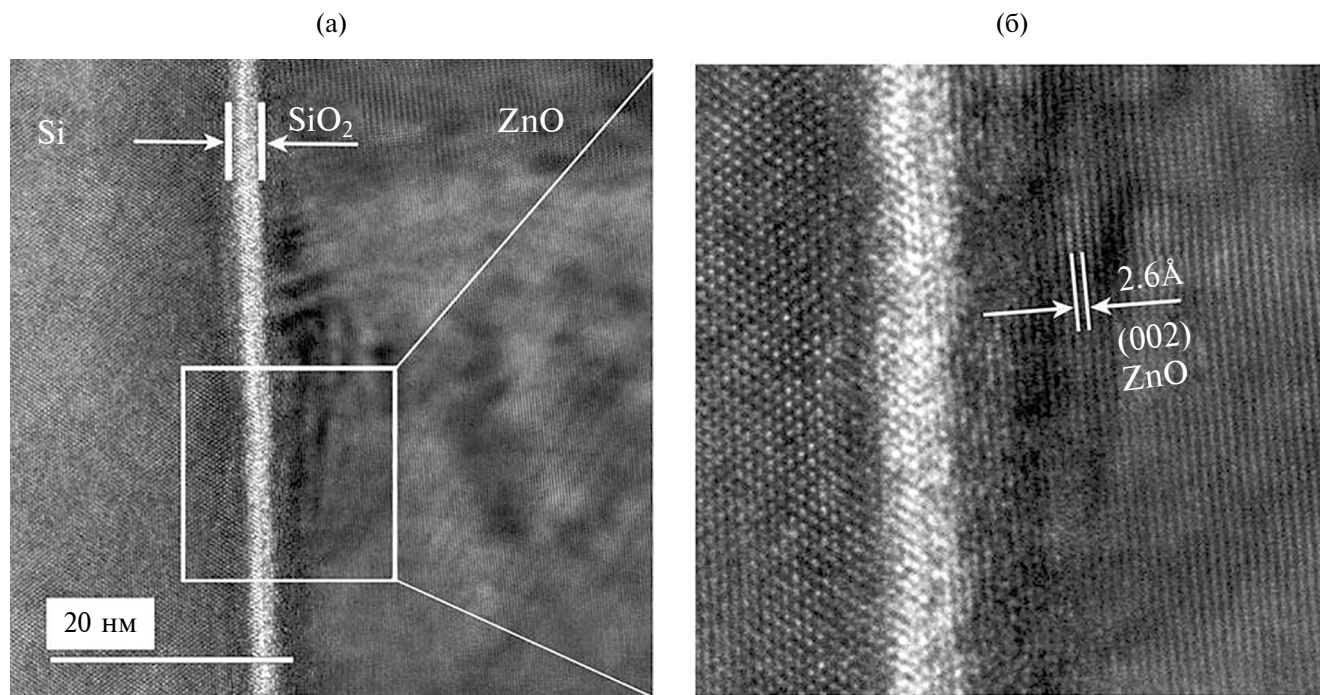


Рис. 4. ПЭМ-изображение границы пленка–подложка ZnO/Si для образца типа 2 (а) и области, отмеченной рамкой, в увеличенном масштабе (б).

достигает 250 нм. Большинство столбиков берут свое начало от границы пленка–подложки и простираются на всю толщину пленки.

Особенности начальной стадии роста, трансформация формы кристаллитов, шероховатость поверхности пленок с сохранением высокой скорости роста обусловлены вполне конкретным механизмом роста пленки. В рассматриваемом случае держатель подложки не заземлен, в качестве материала маски использован поликор, подложка (SiO₂/Si) диэлектрическая. Поэтому на поверхности подложки при зажигании магнетронного разряда скапливается отрицательный заряд. Его происхождение обусловлено высокими скоростями электронов и их большим рассеянием на частицах плазмы при соударениях по сравнению с положительными ионами. Поверхностный заряд электронов на поверхности подложки компенсируется пространственно распределенным зарядом положительных ионов. Толщина его слоя в прилегающей к подложке области разряда соизмерима с дебаевским радиусом экранирования и составляет ~0.01–0.1 мм. Для выяснения закономерностей механизма формирования пленок вместо подложки помещали зонд, потенциал $U_{пл}$ которого относительно заземленного корпуса измеряли с помощью электростатического вольтметра [13]. Отрицательный заряд подложки оттягивает на себя из плазмы положительные ионы, которые попадают на ростовую поверхность

с энергией $eU_{пл}$ и могут участвовать в механизме формирования осадка. Наличие постоянного отрицательного заряда на поверхности подложки аналогично подаче отрицательного потенциала от отдельного источника (потенциал смещения), что дает возможность управлять энергией ионов до сотни эВ.

Ионная бомбардировка оказывает значительное влияние на стехиометрию, размер, форму и ориентацию кристаллитов, внутренние напряжения, дефекты, а также морфологию поверхности и поперечного сечения, что позволяет управлять свойствами получаемых пленок [18, 19]. Особенности формирования пленок интерпретируют на основе преобладающей роли передачи кинетической энергии и импульса бомбардирующих частиц подложке и растущей пленке [19–21].

Оптимальное положение подложки в плазме магнетронного разряда, при котором осаждались пленки типа 1 и 2, соответствует плавающему потенциалу 9–12 В, следовательно, энергия ионов, бомбардирующих ростовую поверхность, 9–12 эВ. Отметим, что частицы, распыляемые с поверхности мишени под действием бомбардирующих ионов и оседающие на подложку, являются большей частью нейтральными атомами. Они имеют широкое энергетическое распределение с максимумом энергии несколько электрон-

вольт [22, 23], что ненамного превышает энергию, набираемую ионами рабочего газа в области пространственного заряда.

Существенное ухудшение структурного совершенства пленок ZnO, связанное с незначительным (3–4 мм) перемещением подложки, приводящим к небольшому изменению плавающего потенциала подложки ($\Delta U_{\text{пл}} = 5\text{--}7$ В) относительно оптимального положения (9–12 В) [13], невозможно объяснить энергетическим фактором воздействия ионов на поверхность [19–21]. Другими словами, незначительное удаление или приближение подложки относительно зоны разряда практически не влияет на интенсивность потока и кинетическую энергию частиц, бомбардирующих поверхность роста, и, следовательно, их влиянием нельзя объяснить полученные экспериментальные результаты. Таким образом, хотя эффекты, связанные с бомбардировкой поверхности роста атомами и ионами нельзя полностью исключить, они не являются определяющими при формировании высокотекстурированных пленок ZnO.

Для объяснения полученных результатов важен сам факт зарядки поверхности подложки электронами. На начальном этапе зарядки поверхности подложки электронами и адсорбция на ней атомов кислорода из газовой фазы (кислород — рабочий газ) предшествуют поступлению на ростовую поверхность распыленных с мишени атомов цинка. Электроотрицательные атомы кислорода при адсорбции заряженной поверхностью подложки принимают зарядовое состояние O^- или O^{2-} и образуют двумерный газ заряженных адатомов. Между отдельно взятым ионом кислорода и поверхностью подложки возникает сила электростатического притяжения. Она нормальна к поверхности подложки, и ее потенциал увеличивает энергию связи иона (адатома) с подложкой. Взаимодействие таких ионов приводит к их взаимному отталкиванию. Такие силы параллельны поверхности подложки, их потенциал способствует взаимной координации ионов (адатомов). Таким образом, возникает двумерная кристаллическая решетка, для которой период трансляции зависит от степени зарядки поверхности подложки. Она служит основой для кристаллизации следующих осаждающихся слоев.

Стадия поверхностной диффузии определяет скорость роста совершенной пленки. При превышении некоторого критического значения потока осаждаемых атомов поверхность не в состоянии “употребить” все поступающее вещество, и структура пленки начинает ухудшаться. В случае зарядки растущей поверхности силы, действующие

тангенциально поверхности и присутствующие между заряженными адатомами, приводят почти к мгновенному упорядочению вещества на поверхности и способствуют формированию пленок со “стелющейся” микроструктурой (рис. 26). Этим объясняется формирование высокоориентированных пленок ZnO при высоких скоростях роста (до 7 нм/с). Следует отметить, что и в этом случае должны быть ограничения на скорость роста, однако они носят чисто технический характер (разрушение мишени при больших плотностях разрядного тока [13]).

Как указано выше, переход от пластинчатой формы кристаллитов к столбчатой происходит монотонно с увеличением температуры подложки от 500 до 650°C в достаточно широком интервале температур $\Delta T = 150^\circ\text{C}$ (рис. 1). При относительно низкой температуре подложки (500°C) реализуется двумерно-слоевой механизм роста пленки благодаря зарядке атомов на поверхности и их взаимной координации. С увеличением температуры подложки возрастает интенсивность поверхностной диффузии адатомов. Это, с одной стороны, снижает тенденцию двумерной координации заряженных адатомов, а с другой, обуславливает образование объемных зародышей.

Таким образом, физический механизм монотонного перехода от двумерного роста к трехмерному определяется балансом между электростатической координацией адатомов и температурным фактором, приводящим к “плавлению” двумерной решетки адатомов. Переход от двумерного роста к трехмерному косвенно подтверждается разницей в морфологии поверхности пленок типа 1 и 2 (рис. 2), если исходить из того, что она отражает действительный процесс кристаллизации, прерванный остановкой процесса осаждения пленки на конечной стадии роста.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе исследовано влияние температуры аморфных подложек SiO_2/Si на процессы формирования высокоориентированных пленок ZnO(0001) методом магнетронного осаждения при потенциале подложки 9–12 В. Показано, что при температуре подложки 500°C формируются пленки с пластинчатой формой кристаллитов и низкой шероховатостью поверхности (0.9 нм). При повышении температуры до 650° — со столбчатой формой кристаллитов и развитой поверхностью (шероховатость поверхности 5.26 нм). Такой монотонный характер трансформации формы кристаллитов объясняется механизмом перехода от двумерного роста к трехмерному,

основанным на совместном влиянии потенциала подложки в плазме магнетронного разряда и ее температуры.

В последнее время интенсивно развивается направление, связанное с разработкой нового класса устройств на основе поверхностных акустических волн, в которых структура типа ZnO/SiO₂/Si определяет их функционирование [24, 25]. Ухудшение пьезоакустических свойств пленок ZnO из-за рассеяния звука на поверхностных неоднородностях, а также наличие переходного слоя между подложкой и остальным объемом пленки, не обладающего пьезоактивными свойствами, являются основными факторами, препятствующими созданию высокоэффективных пьезоустройств. Полученные результаты (сверхгладкая поверхность пленок, отсутствие текстуры зарождения на границе подложка–пленка) могут быть использованы для создания таких устройств с улучшенными характеристиками.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП КККиФ “Структурная диагностика материалов” при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Соглашения № 075-15-2024-637 от 28.06.2024 г.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Özgür Ü., Alivov Y. I., Liu C., Teke A., Reshchikov M. A., Doğan S., Morkoç H. // *J. Appl. Phys.* 2005. V. 98. № 4. P. 041301.
<https://doi.org/10.1063/1.1992666>
- Borysiewicz M. A. // *Crystals*. 2019. V. 9. P. 505.
<https://doi.org/10.3390/cryst9100505>
- Kołodziejczak-Radzimska A., Jesionowski T. // *Materials*. 2014. V. 7. № 4. P. 2833.
<https://doi.org/10.3390/ma7042833>
- Hu Y.-H., Chen Y.-C., Xu H.-J., Gao H., Jiang W.-H., Hu F., Wang Y.-X. // *Engineering*. 2010. V. 2. № 12. P. 973.
<https://doi.org/10.4236/eng.2010.212124>
- Bach L. G., Nguyen N. G., Ho V. T. // *Int. J. Photoen.* 2016. V. 2016. P. 1217576.
<https://doi.org/10.1155/2016/1217576>
- Romero R., Leinen D., Dalchiele E. A., Ramos-Barrado J. R., Martin, F. // *Thin Solid Films*. 2006. V. 515. № 4. P. 1942.
<https://doi.org/10.1016/j.tsf.2006.07.152>
- Martin P. M., Good M. S., Johnston J. W., Posakony G. J., Bond L. J., Crawford S. L. // *Thin Solid Films*. 2000. V. 379. № 1–2. P. 253.
[https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(00\)01339-0](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(00)01339-0)
- Peaverini L., Ziegler E., Bigault T., Kozhevnikov I. // *Phys. Rev. B*. 2005. V. 72. P. 045445.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.72.045445>
- Gupta I., Mohanty B. C. // *Sci. Rep.* 2016. V. 6. № 1. P. 33136.
<https://doi.org/10.1038/srep33136>
- Пицелко Н. С., Водкайло Е. Г., Томаев В. В., Клименков Б. Д., Кошевой В. Л., Белорус А. О. // *Изв. вузов. Химия и хим. технология*. 2017. Т. 60. Вып. 8. С. 100.
<https://doi.org/10.6060/tcct.2017608.5649>
- Vamsi K. K., Dutta V., Paulson P. D. // *Thin Solid Films*. 2003. V. 444. № 1–2. P. 17.
[https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(03\)00916-7](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(03)00916-7)
- Уразалиев У. С., Иванов Р. Д., Галкин Б. Д. // *Электронная техника*. 1970. Сер. 3. Вып. 3. С. 116.
- Исмаилов А. М., Эмирасланова Л. Л., Рабаданов М. Х., Рабаданов М. Р., Алиев И. Ш. // *Письма в ЖТФ*. 2018. Т. 44. Вып. 12. С. 52.
<https://doi.org/10.21883/PJTf.2018.12.46291.16792>
- Larbah Y., Adnane M., Sahraoui T. // *Mater. Sci.—Poland*. 2015. V. 33. № 3. P. 491.
<https://doi.org/10.1515/msp-2015-0062>
- Горелик Х. П., Хови А., Пэшли Д., Уэлан М. *Электронная микроскопия тонких кристаллов*. Москва: Мир, 1968. 574 с.
- Shcherbachev K. D., Voronova M. I. // *Mater. Electronics Engin.* 2022. V. 25. № 1. P. 92.
<https://doi.org/10.17073/1609-3577-2022-1-92-102>
- Александров Л. Н. *Полупроводниковые пленки для микроэлектроники*. Новосибирск: Наука, 1977. 248 с.
- Соловьев А. А., Захаров А. Н., Работкин С. В., Оскомов К. В., Сочугов Н. С. // *Физика и химия обработки материалов*. 2009. № 2. С. 58.
<http://apelve.com/f/38/93/2-2009.pdf>
- Лютювич А. С. *Ионно-активированная кристаллизация пленок*. Ташкент: Фан, 1982. 148 с.
- Mattox D. M. // *J. Vac. Sci. Technol. A*. 1989. V. 7. № 3. P. 1105.
<https://doi.org/10.1116/1.576238>
- Pentti N., Kapran A., Hama N., Martin Č., Zdeněk H., Henrik P., Daniel L. // *J. Vac. Sci. Technol. A*. 2024. V. 42. № 2. P. 023006.
<https://doi.org/10.1116/6.0003408>
- Бериш Р., Виттмак К. *Распыление под действием бомбардировки частицами. Характеристики распыленных частиц, применения в технике*. Вып. III. / Ред. Бериш Р., Виттмак К. Москва: Мир, 1998. 551 с.
- Данилин Б. С., Сырчин В. К. *Магнетронные распылительные системы*. М.: Радио и связь, 1982. 72 с.
- Debbyuti M., Sourav B. // *Phys., Mater., Appl.* 2022. V. 22. № 830. P. 38.
<https://doi.org/10.3390/s22030820>
- Xianglian L., Xuan C., Ziwei Y., He X., Chuanyu Z., Xueyong W. // *Sens. Diagn.* 2023. V. 2. P. 507.
<https://doi.org/10.1039/d2sd00203e>

Formation of Ultra-Smooth Highly Orientated ZnO Films on Amorphous Surface (SiO₂/Si) by Magnetron Sputtering

A. M. Ismailov¹, T. A. Guidalaeva¹, A. E. Muslimov^{2,*}, Yu. V. Grigoriev², V. M. Kanevsky²

¹*Dagestan State University, Makhachkala, 367003 Russia*

²*Shubnikov Institute of Crystallography, Kurchatov Complex of Crystallography and Photonics, National Research Centre "Kurchatov Institute", Moscow, 119333 Russia*

**E-mail: amuslimov@mail.ru*

The influence of temperature of amorphous SiO₂/Si substrates on the formation of ultra-smooth highly oriented ZnO(0001) films by direct current magnetron sputtering has been studied. It has been shown that ZnO films obtained at a substrate temperature of 500°C have a lamellar shape of crystallites regardless of the growth rate in the range 1–7 nm/s. This feature of the crystallite morphology is associated with the minimum root-mean-square surface roughness of 0.9 nm for traditional high-speed deposition methods. The ultra-smooth surface of the films and the lamellar shape of the ZnO crystallites are mainly due to the two-dimensional mechanism of film formation under conditions of charging the growing surface in the magnetron discharge plasma.

Keywords: zinc oxide, magnetron sputtering, smooth films, film growth mechanism, substrate charging.