

06

Влияние режимов имплантации ионов серебра на структуру и оптические свойства нанокристаллических пленок оксида цинка

© Н.М. Лядов,^{1,2} А.И. Гумаров,² В.Ф. Валеев,¹ В.И. Нуждин,¹ В.А. Шустов,¹
В.В. Базаров,¹ И.А. Файзрахманов^{1,2}

¹ Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского РАН,
420029 Казань, Россия

² Казанский (Приволжский) федеральный университет,
420008 Казань, Россия
e-mail: nik061287@mail.ru

(Поступило в Редакцию 30 ноября 2015 г.)

Тонкие, толщиной ~ 270 nm, нанокристаллические пленки оксида цинка (ZnO) были получены на кварцевых подложках методом ионного распыления и затем подвергнуты облучению ионами Ag^+ с энергией 30 keV с высокими дозами при трех значениях плотности ионного тока: 4, 8 и $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Методами рентгеноструктурного анализа, сканирующей электронной микроскопии и оптической спектроскопии исследовано влияние дозы облучения и плотности ионного тока на модификацию структуры и оптических свойств пленок ZnO. Обнаружено нетривиальное поведение структурных и оптических параметров пленок от режимов ионного облучения, что связано с радиационным нагревом и распылением пленки под действием ионного пучка, процессами диффузии примеси и формирования наночастиц серебра в облученном слое при высоких дозах имплантации, а также диффузией имплантированной примеси при повышенных плотностях ионного тока.

Введение

Нанокompозитные материалы на основе оптически прозрачных полупроводников с наноразмерными включениями благородных металлов (Au, Ag, Cu) — металлическими наночастицами (МН), вызывают особый интерес не только в связи с их интересными свойствами, но и в связи с широкой областью их практического применения в нанопотонике, нелинейной оптике, в оптоэлектронных устройствах и т.п. [1]. Известно, что в таких композитных системах наблюдается поверхностный плазмонный резонанс (ППР) в результате коллективного возбуждения электронов проводимости металлической частицы, частота которого определяется размером МН, диэлектрической проницаемостью окружающей среды и фактором заполнения [2]. В результате резонансного взаимодействия электромагнитной волны с электронами проводимости МН происходит локальное усиление электромагнитной волны, что приводит, например, к гигантскому увеличению эффективности рамановского рассеяния (SERS), усилению флуоресценции, сенсорных или каталитических свойств композитного материала [3–5].

Ионная имплантация металлов с высокой дозой является одним из перспективных технологичных методов формирования МН в самых разнообразных материалах, существенно различающихся своими физико-химическими свойствами. Последние определяют не только возможность синтеза МН в данном материале методом ионной имплантации, но и во многом определяют характерные размеры формирующихся МН. В работе [6] были проведены сравнительные исследования оптических свойств Al_2O_3 и тонких пленок ZnO,

имплантированных ионами серебра, и было установлено, что ширина пика плазмонного поглощения, которая определяется характерными размерами синтезированных наночастиц серебра, заметно больше, чем в других матрицах. В работе [7] было показано, что эта особенность связана с малым размером формирующихся наночастиц, не превышающим 1.5–2 nm при использованных режимах облучения. Возникает вполне определенная задача, связанная с управлением размерами формируемых методом ионной имплантации наночастиц металла, в данном случае серебра в матрице ZnO, что является целью настоящей работы. Очевидно, что размер формирующихся наночастиц будет зависеть в первую очередь от диффузионной подвижности имплантируемой примеси. Повышенную диффузионную подвижность примеси можно обеспечить двумя способами: либо проводить имплантацию при повышенной температуре облучаемого образца, либо проводить имплантацию при повышенной плотности ионного тока, как это сделано в настоящей работе. Однако необходимо иметь в виду, что здесь нет пропорциональной зависимости от температуры образца, поскольку при ионной имплантации одновременно могут протекать несколько противоположных процессов, вызывающих как зарождение и рост МН, так и их растворение. Если диффузионная подвижность примеси мала, то возможно формирование неравновесного твердого раствора примеси в облучаемой матрице. При повышении коэффициента диффузии можно ожидать зарождения наночастиц и их роста. Кроме того, повышение подвижности примеси может вызывать растворение уже имеющихся наиболее мелких металлических частиц и рост за счет них более крупных частиц (остальдовское созревание). Наконец, при еще большей диффузионной подвижности формирование наночастиц будет

Номера образцов и параметры ионной имплантации

Плотность тока, $\mu\text{A}/\text{cm}^2$	Доза (ion/cm^2)			
	$0.25 \cdot 10^{17}$	$0.5 \cdot 10^{17}$	$0.75 \cdot 10^{17}$	$1 \cdot 10^{17}$
	Образцы			
4	ZnO_1-1	ZnO_1-2	ZnO_1-3	ZnO_1-4
8	ZnO_2-1	ZnO_2-2	ZnO_2-3	ZnO_2-4
12	ZnO_3-1	ZnO_3-2	ZnO_3-3	ZnO_3-4

затруднено, поскольку имплантированная примесь будет диффундировать в объем образца или к имплантируемой поверхности [8]. Подобный процесс наблюдался ранее, правда, при воздействии мощных импульсов лазерного излучения на стекло с ионно-синтезированными наночастицами серебра [9].

Методика экспериментов

Исходные тонкие пленки ZnO осаждались на подложки из кварцевого стекла методом ионного распыления цинковой мишени при фиксированном напуске в рабочую камеру O_2 . Толщина подложек составляла 2 mm. Для распыления цинковой мишени (чистота 99.99%) использовался Xe^+ (чистота 99.99%) с энергией 1 keV и плотностью ионного тока $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. В процессе осаждения температура подложек не превышала 50°C .

Эксперименты по ионной имплантации проводились на ионно-лучевом ускорителе ИЛУ-3 в широком интервале доз $(0.25-1) \cdot 10^{17} \text{ion}/\text{cm}^2$. Энергия имплантируемых ионов Ag^+ составляла 30 keV при плотностях ионного тока 4, 8 и $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Номера образцов и параметры ионной имплантации приведены в таблице.

Исследования морфологии поверхности, толщины и элементного состава образцов проводились на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) „EVO 50 XVP“ фирмы „Carl Zeiss“ с элементными анализаторами „INCA Energy-350“ и „INCA Wave-500“. Исследования кристаллической структуры и фазового состава проводились на рентгеновском дифрактометре „Дрон-7“ с рентгеновским источником $\text{CuK}\alpha$ (0.15406 nm). Оптические измерения были выполнены на спектрофотометре „Hitachi-330“ в области 190–750 nm. Из спектров оптического отражения и пропускания были определены спектральные зависимости коэффициента поглощения исходных и имплантированных тонких пленок ZnO согласно ранее использованной методике в [10].

Результаты и их обсуждение

Структурные свойства

Толщина исходных пленок, согласно СЭМ-исследованиям, составила 270 nm. Рентгеноструктурный анализ исходных пленок ZnO показал, что все образцы имеют структуру вюрцита с предпочтительным ростом

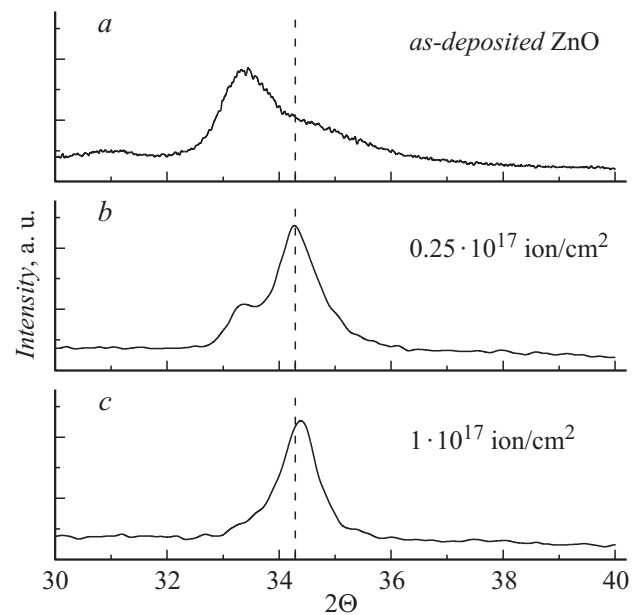


Рис. 1. Дифрактограммы *a* — исходной пленки ZnO и имплантированных пленок с дозами, *b* — $0.25 \cdot 10^{17}$ и *c* — $1 \cdot 10^{17} \text{ion}/\text{cm}^2$, при плотности ионного тока $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$.

пленки вдоль кристаллографического направления [001]. Рентгенограммы характеризуются наличием уширенного рефлекса от плоскости (0002) (рис. 1, *a*), положение которого свидетельствует о наличии в исходных пленках больших сжимающих напряжений. Область когерентного рассеяния (размер кристаллитов), оцененная по ширине данного рефлекса, составляет порядка 9 nm. Полученные результаты показывают, что структурные характеристики имплантированных пленок ZnO в целом, а не только имплантированного слоя (10–20% толщины всей пленки), существенно зависят от плотности ионного тока. При минимальной плотности ионного тока ($4 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) структурные параметры ZnO практически не меняются [7]. При более высоких плотностях ионного тока (8 и $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) наблюдается увеличение размеров кристаллитов до 18 и 26 nm соответственно и происходит полный отжиг механических напряжений и они даже могут сменить знак. На рис. 1 представлены дифрактограммы образцов, имплантированных ионами серебра с плотностью ионного тока $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, которые в целом иллюстрируют сказанное выше. Но есть и интересные детали. На рис. 1 штриховой линией показано положение дифракционного рефлекса от плоскости (0002) объемного монокристаллического ZnO ($\sim 34.4^\circ$). Видно, что исходная пленка ZnO характеризуется уширенным несимметричным дифракционным рефлексом, что указывает на наличие неоднородного распределения напряжений, либо двухслойной системы напряженный слой/ненапряженный слой. Схожее поведение дифракционного рефлекса от плоскости (0002) пленок ZnO наблюдалось в работе [11]. Авторы этой работы показали, что морфология поверхности и кристаллическая структура пленки значительно зависят от давления кислорода во

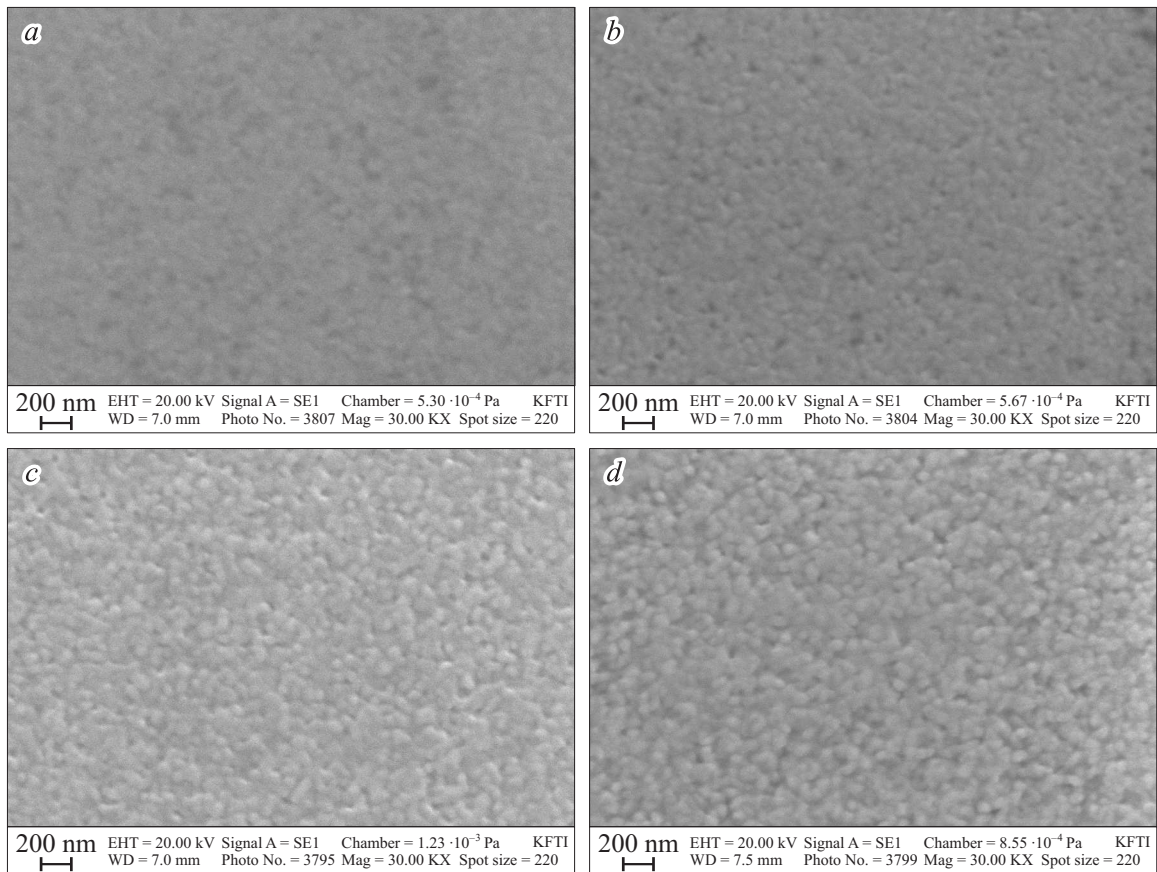


Рис. 2. СЭМ-изображения поверхности тонких пленок ZnO после имплантации ионами серебра с дозами a — 0,25, b — 0,5, c — 0,75 и d — $1 \cdot 10^{17}$ ion/cm^2 , при плотности ионного тока $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$.

время осаждения. Развитая морфология возникает при повышенном содержании кислорода в рабочем газе, из-за чего напряжения в приповерхностной области пленки снимаются, и происходит „расщепление“ дифракционного пика. Повышенное содержание кислорода препятствует формированию кислородных вакансий, которые образуются во время роста тонкой пленки. Кроме того, большое значение имеет поверхностная диффузия, когда атомы и молекулы кислорода начинают быстро искать на поверхности низшие энергетические конфигурации, что приводит к повышению кристалличности пленки. Эффект „расщепления“ более выражен для образца ZnO_3-1 (рис. 1, b), облученного ионами серебра с минимальной дозой $0.25 \cdot 10^{17}$ ion/cm^2 и с плотностью ионного тока $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Здесь происходит увеличение размеров кристаллитов из-за нагрева тонкой пленки ZnO под действием ионного пучка, что ведет к сужению дифракционных рефлексов и они лучше разрешаются. Кроме того, отношение площадей рефлексов от ненапряженной части к напряженной части для образца ZnO_3-1 заметно выше, чем для исходной пленки (ср. рис. 1, a и 1, b). Это свидетельствует о частичном отжиге напряжений уже при минимальной дозе облучения. Интересно отметить, что напряжения снимаются не постепенно, т.е. становясь все меньше и

меньше по величине по мере отжига, а скачкообразно путем „прорастания“ ненапряженного слоя, поскольку положение дифракционного рефлекса от напряженного слоя не меняется при облучении. При максимальной дозе облучения (образец ZnO_3-4) сжимающие напряжения полностью отжигаются и они становятся слегка растягивающими. Эффективность отжига оказалась весьма высокой вследствие низкой теплопроводности и большой толщины кварцевых подложек (2 mm). Средний размер кристаллитов для образца ZnO_3-4 с самой высокой дозой ионной имплантации и плотностью ионного тока $12 \text{A}/\text{cm}^2$ составил ~ 26 nm, согласно оценкам по формуле Дебая–Шеррера.

Для характеристики структуры пленок мы использовали также СЭМ. Морфология поверхности всех исследованных пленок была гладкой без заметных особенностей (в пределах разрешения данного микроскопа), за исключением серии образцов ZnO_3. Морфология поверхности этой серии образцов представлена на рис. 2. Как можно видеть, с ростом дозы ионной имплантации при плотности ионного тока $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ на поверхности пленки формируется гранулярная структура. Размер гранул варьирует от 50 до 130 nm для образца ZnO_3-4, что не вполне согласуется с данными рентгеноструктурного анализа. Вполне возможно, что сами гранулы структу-

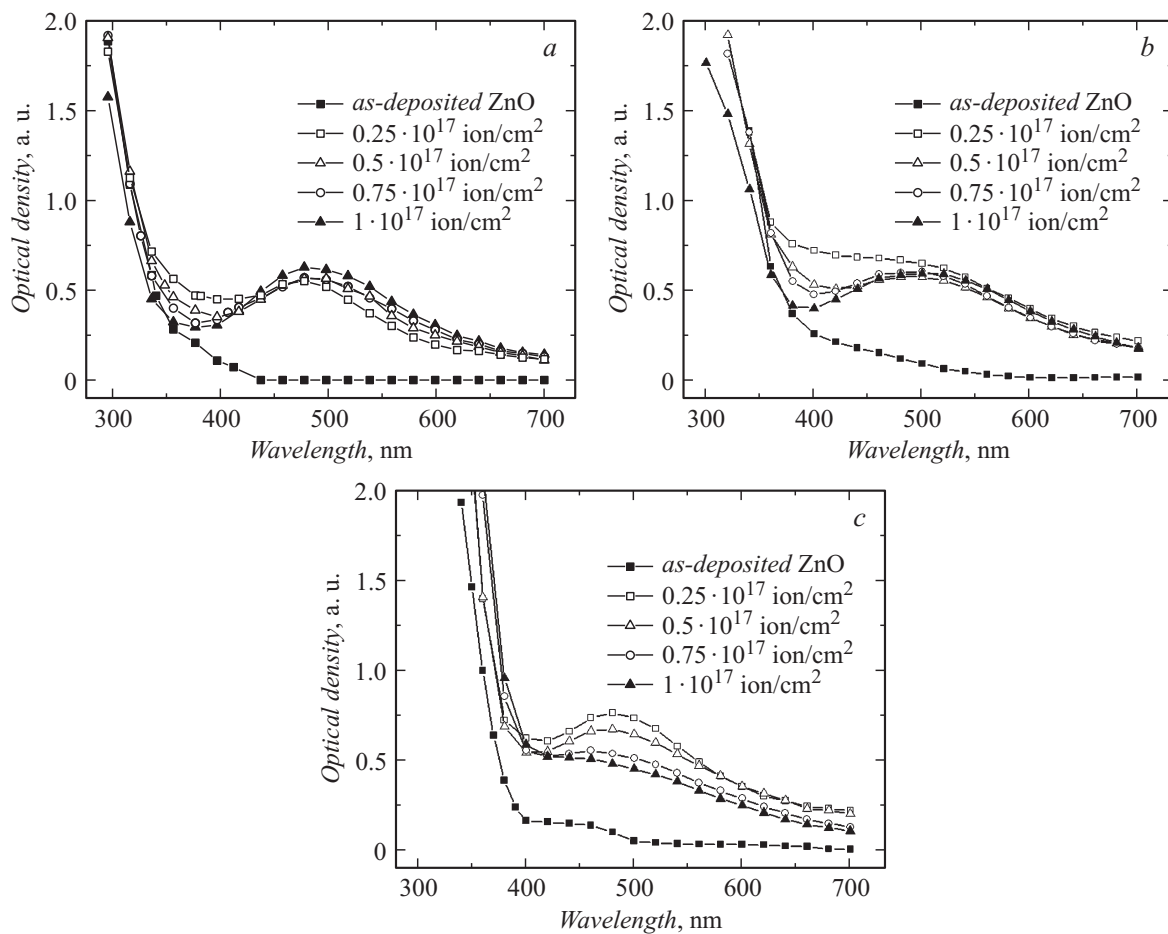


Рис. 3. Спектры оптической плотности тонких пленок ZnO, имплантированных ионами серебра в интервале доз $(0.25-1) \cdot 10^{17}$ ion/cm², при плотностях ионного тока *a* — 4, *b* — 8 и *c* — 12 μA/cm².

рированы и состоят из более мелких зерен, которые не разрешаются на данном микроскопе. Отметим, что подобная морфология авторами уже наблюдалась ранее при исследовании тонких пленок алюминия, имплантированных большими дозами ионов азота [12]. Основным механизмом формирования наблюдаемой морфологии является, как мы полагаем, увеличение размеров кристаллитов ZnO вследствие нагрева и селективное ионное распыление, которое всегда присутствует при наших режимах имплантации.

Измерение температуры имплантируемого слоя в процессе облучения — достаточно сложная техническая задача. Поэтому мы не можем сказать, насколько поднимается температура при использованных нами режимах облучения. Однако из литературных данных (см., например, [13]) по влиянию термического отжига на структуру и оптические параметры тонких пленок ZnO следует, что она составляет около 300–400°C.

Оптические свойства

На рис. 3 представлены спектры оптической плотности образцов ZnO, имплантированных ионами серебра с плотностью ионного тока 4, 8 и 12 A/cm². Обработка

оптических спектров пропускания и отражения проводилась с использованием двуслойной модели „тонкая пленка на прозрачной подложке“. Данная методика использовалась нами и ранее [10]. В нашей предыдущей работе по синтезу МН в матрице ZnO, мы детально исследовали структуру и оптические свойства тонких пленок ZnO, имплантированных ионами серебра в интервале доз $(0.25-1) \cdot 10^{17}$ ion/cm² с плотностью ионного тока 4 μA/cm² [7], и наше обсуждение полученных результатов базируется на результатах этой работы. Ранее было установлено, что широкое плечо поглощения в области 380 nm обусловлено поглощением МН серебра диаметром менее 0.75 nm. Данное плечо еще более выражено на спектрах оптической плотности образцов серии ZnO_2 (рис. 3, *b*) и практически полностью отсутствует на спектрах образцов серии ZnO_3 (рис. 3, *c*). Отметим также, что оптическая плотность образцов серии ZnO_2 выше по сравнению с образцами серии ZnO_1 при одних и тех же дозах облучения, что свидетельствует о более высокой эффективности связывания имплантированных атомов серебра металлическими наночастицами. Другими словами, доля имплантированных атомов серебра, которая входит в состав металлических наночастиц, для серии ZnO_2 выше по сравнению с

образцами серии ZnO_1. Это можно объяснить повышением диффузионной подвижности имплантированных атомов серебра с увеличением плотности ионного тока. В остальном поведение спектров оптической плотности образцов этих серий качественно совпадает и, как это было установлено в указанной ранее работе, связано с увеличением средних размеров наночастиц серебра. Средний диаметр МН серебра, которые проявляют ППР в области 500 nm, составлял $\sim 1.5\text{--}2\text{ nm}$, согласно данным просвечивающей электронной микроскопии [7]. С увеличением дозы имплантации ионов серебра количество мелких МН серебра заметно уменьшается, и основной вклад в поглощение вносят крупные МН с размером $\sim 1.5\text{--}2\text{ nm}$. Возвращаясь к спектрам оптической плотности тонких пленок ZnO, имплантированных ионами серебра с плотностью ионного тока $12\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$ (рис. 3, c), можно сказать, что уже при минимальной дозе ионной имплантации формируются более крупные наночастицы серебра по сравнению с предыдущими режимами облучения, поскольку плечо в области 380 nm на спектральной зависимости отсутствует. Кроме того, в отличие от предыдущих режимов облучения с увеличением дозы ионной имплантации поглощение заметно уменьшается, что свидетельствует об уменьшении концентрации металлических наночастиц. В обсуждаемом режиме облучения температура пленки повышается настолько, что происходит разрушение (растворение) сформировавшихся на предыдущих этапах наночастиц серебра и возникает либо диффузионное перераспределение растворенных атомов серебра либо по объему пленки, либо сегрегация примеси к поверхности образца и последующее ее распыление.

Заметное повышение температуры пленки при плотности ионного тока $12\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$ влияет не только на структуру пленок ZnO в целом, как отмечалось выше, но и на положение края фундаментального поглощения, который смещается на $\sim 10\text{ nm}$ в длинноволновую область при дозах имплантации выше $0.75 \cdot 10^{17}\text{ ion}/\text{cm}^2$.

Одной из целей настоящей работы являлось определение эффективности режимов ионной имплантации для формирования МН серебра в тонких пленках ZnO. В качестве меры эффективности мы взяли площадь S под спектральной зависимостью оптической плотности в интервале от 400 до 700 nm. Нижний предел интервала ограничен краем фундаментального поглощения тонких пленок ZnO. Верхний предел — отсутствием ППР поглощения МН серебра.

В соответствии с этим совместный анализ кривых, представленных на рис. 4, и спектров оптической плотности позволяет нам говорить об эффективности формирования МН при различных параметрах ионной имплантации. Из приведенных зависимостей следует, что наиболее эффективным режимом формирования МН является режим с плотностью ионного тока $8\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$ и минимальной дозой $0.25 \cdot 10^{17}\text{ ion}/\text{cm}^2$. Наиболее эффективным режимом ионной имплантации, с точки зрения формирования крупных МН, является режим с плотностью ионного тока $12\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$ и дозой $0.25 \cdot 10^{17}\text{ ion}/\text{cm}^2$.

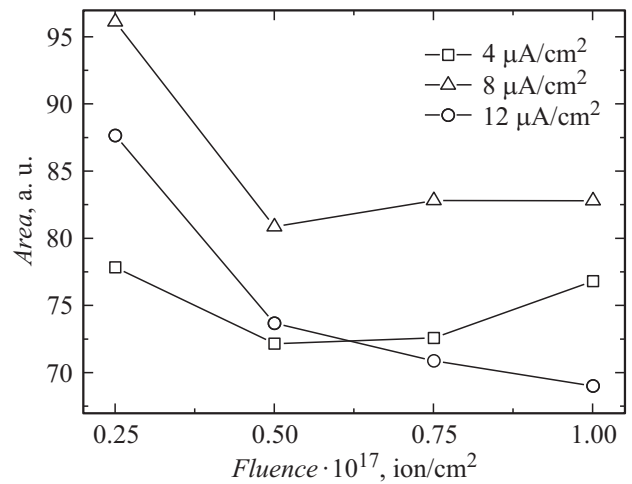


Рис. 4. Дозовая зависимость площади под спектрами оптической плотности в интервале от 400 до 700 nm для плотностей ионного тока 4, 8 и $12\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$.

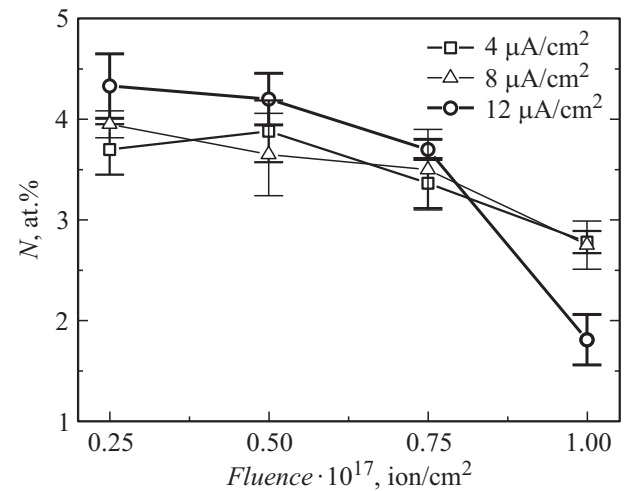


Рис. 5. Дозовая зависимость концентрации серебра в тонких пленках ZnO, имплантированных при плотностях ионного тока 4, 8 и $12\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$.

При этих параметрах достигается максимальное количество крупных МН серебра. Синтез МН при плотности ионного тока $4\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$ наименее эффективен, потому что по сравнению с другими режимами облучения в этом случае во всем интервале доз МН собирается наименьшее количество внедренной примеси. Кроме того, при плотностях ионного тока 8 и $12\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$ наблюдается заметное уменьшение эффективности S с увеличением дозы имплантации (рис. 4). Мы полагаем, что это связано с увеличением растворимости атомов серебра в имплантируемом слое из-за повышения его температуры.

На рис. 5 представлены дозовые зависимости „концентрации“ серебра в образцах, облученных при трех плотностях ионного тока, измеренные с использованием методов EDS и WDS. Необходимо отметить, что это

не истинные значения концентрации серебра в имплантированном слое, поскольку глубина зондирования электронным пучком значительно превышает толщину имплантированного слоя. Тем не менее данная величина пропорциональна общему количеству атомов серебра в образце. Видно, что „концентрация“ серебра в образцах, имплантированных во всем интервале доз и плотности ионного тока, находится примерно в одном и том же доверительном интервале. Исключение составляют образцы, имплантированные максимальной дозой $1 \cdot 10^{17}$ ion/cm², для которых фиксируется уменьшение „концентрации“ серебра, что особенно заметно для образца ZnO_3-4, имплантированного при максимальной плотности ионного тока $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Такое поведение можно объяснить увеличением диффузионной подвижности примеси, ее диффузией к поверхности и последующим распылением. Полученные данные хорошо согласуются с проведенными ранее расчетами профилей распределения по глубине имплантированных атомов серебра в матрице ZnO с учетом ионного распыления. Согласно этим расчетам, как профиль распределения, так и концентрация примеси не меняются при дозах имплантации атомов серебра $0.5 \cdot 10^{17}$ ion/cm² и выше [14]. Потому наблюдаемые изменения характеристик полосы ППР поглощения и соответствующие этому изменения параметров ансамбля МН серебра при дозах $0.5 \cdot 10^{17}$ ion/cm² и выше следует отнести к процессам диффузии и диффузионного перераспределения имплантированной примеси, стимулированные ионным облучением, а не простому „добавлению“ примеси в имплантируемый слой.

Основным фактором, ограничивающим предельные размеры наночастиц серебра, является концентрация примеси, которую можно ввести в облучаемый слой методом ионной имплантации. В работе [6] было показано, что из-за малой величины среднего проекционного пробега (~ 11 nm) ионов серебра в матрице ZnO и большой величины коэффициента распыления (~ 5 at/ion) максимальная концентрация серебра в имплантированном слое не превышает $1.5 \cdot 10^{22}$ at/cm³. В итоге „большие“ наночастицы серебра не успевают сформироваться из-за эффекта распыления. Повышение диффузионной подвижности имплантированной примеси серебра за счет повышения плотности ионного тока не дает сколько-нибудь значимых в этом отношении результатов.

Заключение

Проведены исследования влияния плотности ионного тока при имплантации ионов серебра с энергией 30 keV в интервале доз $(0.25-1) \cdot 10^{17}$ ion/cm² на структурные и оптические свойства тонких пленок ZnO толщиной ~ 270 nm на подложках из плавленого кварца. Установлено, что ионная имплантация при повышенных плотностях ионного тока (8 и $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) ведет к изменению структурных параметров не только имплантированного

слоя, но и всей пленки ZnO в целом. А именно размер кристаллитов увеличивается от 9 до 18 и 26 nm соответственно при максимальных дозах имплантации. Кроме того, полностью снимаются механические напряжения в пленках. При промежуточных дозах имплантации наблюдается расщепление дифракционного рефлекса от плоскости (0002) пленки ZnO, что свидетельствует о наличии неоднородного распределения сжимающих напряжений в тонких пленках ZnO. При максимальной плотности ионного тока происходит формирование гранулярной структуры на поверхности пленки с размерами гранул от 50 до 130 nm для максимальной дозы облучения. Из анализа оптических характеристик тонких пленок ZnO, имплантированных ионами серебра при различных режимах (плотность ионного тока, доза имплантации), следует, что наиболее быстрое и эффективное формирование МН серебра происходит при повышенных плотностях ионного тока уже при минимальной дозе имплантации $0.25 \cdot 10^{17}$ ion/cm². Наблюдаемые изменения характеристик полосы ППР поглощения и соответствующие этому изменения параметров ансамбля МН серебра при дозах $0.5 \cdot 10^{17}$ ion/cm² и выше следует отнести к процессам диффузии и диффузионного перераспределения имплантированной примеси, стимулированные ионным облучением и повышением температуры образца. Эти же процессы ответственны за снижение концентрации имплантированных атомов серебра, которое наблюдается при максимальной дозе ионной имплантации. В то же время необходимо отметить, что максимальные размеры формируемых наночастиц серебра в матрице ZnO практически не зависят от режима ионной имплантации.

А.И. Гумаров благодарит Программу повышения конкурентоспособности КФУ (Казанский Федеральный университет) за поддержку исследований. Работа частично выполнена с использованием оборудования ФЦКП ФХИ КФУ (Федеральный центр коллективного пользования физико-химических исследований казанского федерального университета).

Список литературы

- [1] Maier S.A. Plasmonics: Fundamentals and Applications, Springer Science. 2007, 223 p.
- [2] Kelly K.L., Coronado E., Zhao L.L., Schatz G.C. // J. Phys. Chem. B. 2003. Vol. 107. P. 668–677.
- [3] De Angelis F. et al. // Nat. Photon. 2011. Vol. 5. P. 682–687.
- [4] Gérard D., Wenger J., Bonod N., Popov E., Rigneault H., Mahdavi F., Blair S., Dintinger J., Ebbesen T.W. // Phys. Rev. B. 2008. Vol. 77. P. 045413.
- [5] Willets K.A., Van Duyne R.P. // Annu. Rev. Phys. Chem. 2007. Vol. 58. P. 267–297.
- [6] Lyadov N.M., Gumarov A.I., Valeev V.F., Nuzhdin V.I., Bazarov V.V., Faizrakhmanov I.A. // Tech. Phys. 2014. Vol. 59. N 5. P. 692–695.
- [7] Lyadov N.M., Gumarov A.I., Kashapov R.N., Noskov A.I., Valeev V.F., Nuzhdin V.I., Bazarov V.V., Khaibullin R.I., Faizrakhmanov I.A. // Semiconductors. 2016. Vol. 50. N 1. P. 44–50.

- [8] *Stepanov A.L., Khaibullin R.I., Valeev V.F., Osin Yu.N., Nuzhdin V.I., Faizrakhmanov I.A.* // *Tech. Phys.* 2009. Vol. 54. N 8. P. 1162–1167.
- [9] *Stepanov A.L., Chichkov B.N., Valeev V.F., Nuzhdin V.I., Faizrakhmanov I.A.* // *Tech. Phys.* 2008. Vol. 34. N 3. P. 184–186.
- [10] *Faizrakhmanov I.A., Bazarov V.V., Stepanov A.L., Khaibullin I.B.* // *Semiconductors.* 2006. Vol. 40. N 4. P. 414–419.
- [11] *Myers M.A., Myers M.T., Chen-Fong Tsai, Joon Hwan Lee, Tianlin Lu, Lin Shao, Haiyan Wang* // *J. Vac. Sci. Technol. A.* 2011. Vol. 29. N 3. P. 03A108-1.
- [12] *Файзрахманов И.А., Базаров В.В., Хайбуллин И.Б.* // *Поверхность.* 2001. Т. 6. С. 95–98.
- [13] *Mahmood A., Nadeem Ahmad, Raza Q., Taj Muhammad Khan, Mehmood M., Hassan M.M., Mahmood N.* // *Phys. Scr.* 2010. Vol. 82. P. 065801.
- [14] *Lyadov N.M., Gumarov A.I., Valeev V.F., Nuzhdin V.I., Khaibullin R.I., Faizrakhmanov I.A.* // *J. Phys.: Conf. Series.* 2014. Vol. 572. P. 012022.