

УДК 539.26:539.23:535.37

РЕНТГЕНОВСКАЯ ДИФРАКТОМЕТРИЯ ТОНКИХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ФТОРИДА ЛИТИЯ С СЕРЕБРЯНЫМИ НАНОЧАСТИЦАМИ НА АМОРФНОЙ ПОДЛОЖКЕ

© 2022 г. Н. А. Иванов^{а, *}, В. Л. Паперный^б, С. С. Колесников^а,
С. А. Небогин^а, Л. И. Брюквина^{с, **}

^аИркутский национальный исследовательский технический университет,
Иркутск, 664074 Россия

^бИркутский государственный университет, Иркутск, 664003 Россия

^сИркутский филиал Института лазерной физики СО РАН, Иркутск, 664033 Россия

*e-mail: ivnik@istu.edu

**e-mail: baikal@ilph.irk.ru

Поступила в редакцию 03.12.2021 г.

После доработки 24.01.2022 г.

Принята к публикации 24.01.2022 г.

Тонкие поликристаллические пленки фторида лития с наночастицами Ag на стеклянных подложках исследованы методом рентгеновской дифрактометрии. Для формирования образцов пленок использовали метод вакуумного термического осаждения на подложки из силикатного стекла. Проведены исследования последовательного и одновременного (параллельного) напыления LiF и Ag на стеклянную подложку. Установлено, что сформированные наночастицы серебра, независимо от напыления, являются кристаллическими с наиболее выраженной ориентацией плоскостью (111), либо плоскостями (111) и (200). Показано влияние температуры на эффективность формирования серебряных наночастиц. Вследствие подогрева напыленной пленки LiF с наночастицами серебра появляется интенсивный дифракционный пик (200) наряду с пиком (111), что свидетельствует о поликристаллическости пленки LiF (разориентации кристаллических зерен). Методом электронной сканирующей микроскопии подтверждено образование поликристаллической пленки LiF с наночастицами серебра при термическом осаждении. Установлено более эффективное образование кристаллических наночастиц серебра в пленке фторида лития при последовательном осаждении LiF и Ag. Показано, что размеры областей когерентного рассеяния наночастиц фторида лития и серебра связаны взаимно-обратным образом. Увеличение средних размеров областей когерентного рассеяния серебра приводит к уменьшению областей когерентного рассеяния фторида лития и наоборот. Изменения размеров областей когерентного рассеяния влияют на изменения параметров кристаллических решеток LiF и Ag. Параметр кристаллической решетки увеличивается с увеличением областей когерентного рассеяния.

Ключевые слова: рентгеновская дифрактометрия, тонкие пленки, фторид лития, наночастицы серебра, термическое осаждение, электронная сканирующая микроскопия, область когерентного рассеяния, люминесценция, центры окраски.

DOI: 10.31857/S1028096022090059

ВВЕДЕНИЕ

При радиационном создании центров окраски в кристаллических пленках на основе щелочно-галоидных кристаллов с металлическими наночастицами благородных металлов наблюдают ряд явлений, связанных с поверхностным плазмонным резонансом наночастиц в видимой и УФ-области спектра [1–3]. Происходит повышение добротности резонаторов микроизлучателей (может достигать до 30), наряду с таким же увеличением действующего на частицу поля по сравнению с полем

падающей световой волны. Эффективность вызванных светом нелинейных процессов в области нахождения частицы повышается из-за этого на много порядков [4]. Существенную роль играют несколько параметров наночастиц: тип металла, концентрация, форма частиц, их упорядоченность, ориентация наночастиц относительно направления поляризации падающего излучения.

Синтез и нелинейные оптические свойства пленок LiF, содержащих наночастицы золота, были изучены ранее [5]. В настоящем исследова-

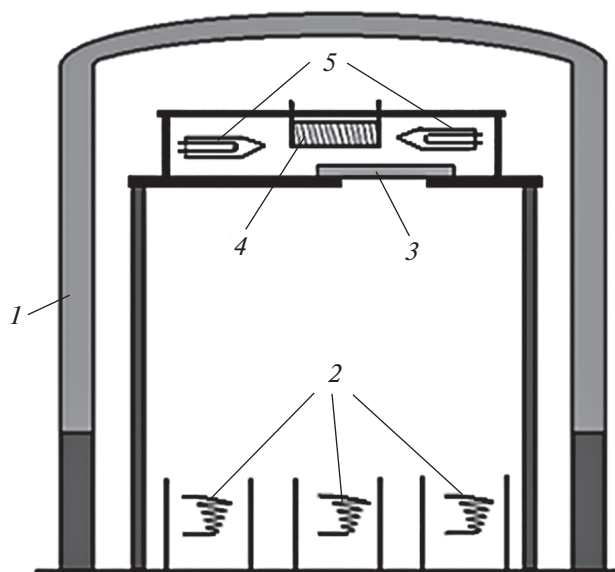


Рис. 1. Вакуумная камера для напыления диэлектрических и металлических пленок: 1 – откидной колпак; 2 – испарители; 3 – подложка; 4 – терморезистор; 5 – лампы подогрева.

нии были поставлены задачи: выяснить структуру кристаллических пленок фторида лития, содержащих наночастицы серебра на аморфных подложках, механизм формирования серебряных наночастиц, влияние условий создания пленок на концентрацию и размеры металлических наночастиц. Все эти факторы существенно влияют на оптические характеристики и вероятность квантовых переходов в люминесцирующих центрах, создаваемых в пленках, и на эффективность процессов рассеяния излучения.

Выбор объектов исследования обусловлен несколькими факторами. Во-первых, кристаллы с кубической структурой, к которым принадлежит LiF, являются удобными модельными объектами для исследования [6–11]. Во-вторых, в присутствии внедренных металлических наночастиц происходит увеличение концентрации люминесцирующих радиационных дефектов (F_2 , F_3^+ , F_2^+ и других центров окраски) [12–15]. В-третьих, фторид лития с центрами окраски является эффективной средой, на основе которой разработан ряд перестраиваемых по частоте лазеров [16, 17]. В связи с этим, весьма перспективным является исследование таких сред с целью получения высоких коэффициентов усиления за счет влияния локального поля наночастиц на квантовые переходы лазерно-активных центров окраски и эффекта микрорезонаторов в среде. Это позволит разработать материальную базу для создания элементов скоростных переключающих устройств с

одновременным усилением излучения в среде, так как кристаллы с центрами окраски с внедренными наночастицами являются оптически нелинейными элементами. Также, щелочно-галогидные кристаллы и пленки являются перспективными материалами для создания на их основе оптоэлектронных элементов и активных планарных волноводов [18, 19], что обусловлено их высокой оптической прозрачностью в широкой спектральной области и высокой оптической прочностью. Для эффективной передачи сигнала по волноводу нужно устранить оптические потери в волноводе, которые могут быть связаны как со структурными неоднородностями в объеме пленки, приводящими к рассеянию излучения, так и с паразитным поглощением дефектами кристалла и неактивными радиационно-наведенными центрами. В связи с этим, цель работы состояла в исследовании кристаллической структуры пленок, формируемых при различных условиях на аморфной подложке, и оценке влияния металлических наноразмерных частиц на структуру и концентрацию активных центров окраски.

Методом получения композитов на основе кристаллов с наноразмерными металлическими частицами было выбрано термическое осаждение кристаллической пленки на аморфную подложку с одновременным или последовательным напылением металла. В качестве подложки использовали полированные пластинки из натриево-кальциевого силикатного стекла. Выбор аморфного материала в качестве подложки обусловлен тем, что при напылении на кристаллический материал происходит рост кристаллической пленки с заданной подложкой ориентацией кристаллических плоскостей. В случае аморфной подложки можно варьировать направление кристаллизации пленки путем изменения условий напыления.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Образцы пленок формировали методом вакуумного термического осаждения на подложках из силикатного стекла. Осаждение пленок происходило в вакуумной камере, схема которой представлена на рис. 1.

Напыление проводили с помощью резистивных испарителей, представляющих собой конусообразные спирали из вольфрамовой проволоки, которые при пропускании по ним тока до 20 А нагревались до температуры порядка 3000 К. Испарители находились на расстоянии 15 см от подложки. После подготовки навесок испаряемых материалов и подложки камеру откачивали до давления 10^{-5} Торр и проводили напыление. В зависимости от поставленной задачи подложку

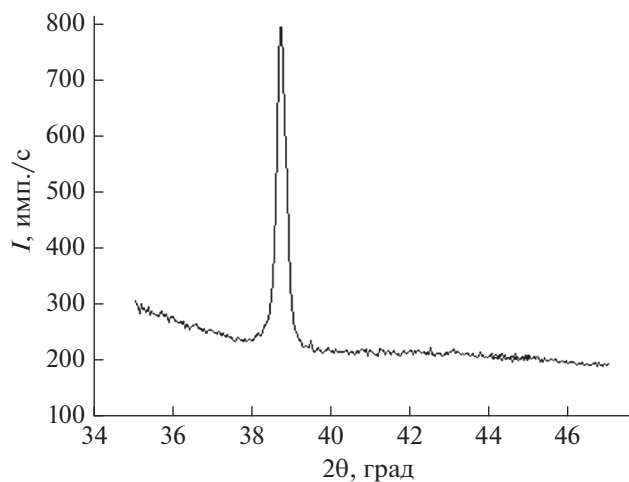


Рис. 2. Фрагмент дифрактограммы от образца 1.

могли подогреть до температуры 600 К с помощью двух ламп накаливания мощностью 100 Вт, размещенных в корпусе держателя подложки. Контроль температуры проводили с помощью термодатчика (терморезистора): сопротивление измеряли омметром, значение температуры определяли из градуировочного графика терморезистора.

Для исследования последовательного напыления было подготовлено шесть образцов, подложкой служила стеклянная пластинка: Образец 1 представлял собой два слоя LiF по 200 мг каждый. Образец 2 состоял из последовательно напыленных слоев LiF (200 мг), Ag (20 мг) и вновь LiF (200 мг). Образец 3 содержал те же слои, что и образец 2, но с большим количеством Ag (40 мг). Образцы 2Т и 3Т были получены, соответственно, из образцов 2 и 3 отжигом при 870 К в течение 60 мин. Образец 4 состоял из слоя LiF (200 мг), Ag (50 мг) и LiF (200 мг), последовательно напыленных на нагретую до 570 К подложку. Образец 5 состоял из слоев LiF (220 мг), Ag (10 мг), напыленных на нагретую до 620 К подложку.

Для исследования параллельного напыления LiF и Ag на стеклянную подложку было выбрано три образца. Первый образец с напылением 10 мг Ag и 220 мг LiF (образец 6). Второй – с напылением 98 мг Ag и 800 мг LiF (образец 7). Третий – с напылением 44 мг Ag и 200 мг LiF (образец 8). Напыление проводили при подогреве подложки до 620 К.

Все дифракционные данные были получены на дифрактометре Shimadzu Maxima XRD 7000. Съемка проведена с фокусировкой по Брэггу–Брентано, с использованием излучения $\text{CuK}\alpha$ и монохроматора на дифрагированном пучке, при

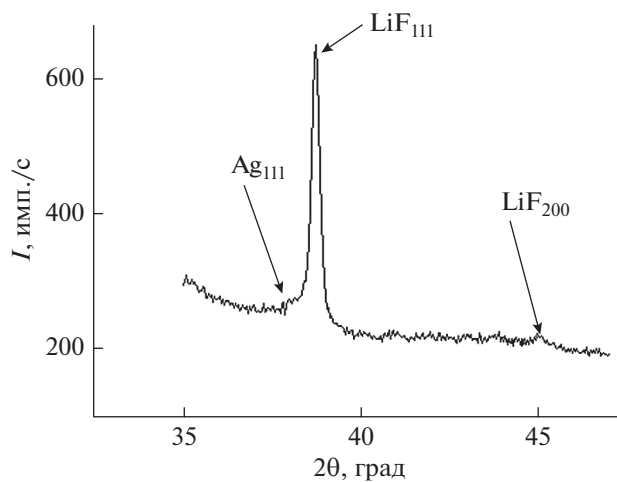


Рис. 3. Фрагмент дифрактограммы от образца 2.

напряжении 40 кВ и токе 50 мА. При оценке экспериментальных данных учитывали, что кристаллическая решетка металлического серебра относится к той же пространственной группе, что и LiF ($Fm-3m$), и параметры обеих решеток очень близки.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Эксперимент с образцом 1 в области $2\theta = 35^\circ-47^\circ$ показал, что пленка LiF полностью ориентирована плоскостью (111) параллельно подложке, т.е. был обнаружен только пик на $2\theta = 38.797^\circ$, а пик, соответствующий плоскости (200) ($2\theta = 45.104^\circ$), отсутствовал (рис. 2).

Для образцов 2 и 3 картина дифракции несколько иная. На дифрактограммах образцов 2 и 3 присутствуют слабые пики, соответствующие решетке Ag и плоскости (200) решетки LiF (рис. 3).

Анализ дифрактограмм образцов 2Т и 3Т показал, что после отжига LiF полностью стал аморфным, т.е. дифракционных пиков, соответствующих его структуре, не было обнаружено. Однако усилились рефлексы, соответствующие серебряной решетке, что свидетельствует о более эффективном формировании металлических наночастиц в отожженных образцах.

Дифрактограмма образца 4 существенно отличается от всех рассмотренных ранее (рис. 4), где фторид лития преимущественно ориентирован плоскостью (111) параллельно подложке. В дифракционной картине от образца 4 присутствуют пики, соответствующие различным плоскостям, т.е. подложка LiF по структуре похожа на поликристаллическую пленку. Пики, относящиеся к решетке LiF (от (111) при $2\theta = 38.797^\circ$ и от (200) при $2\theta = 45.104^\circ$) раздвоены, и этот эффект умень-

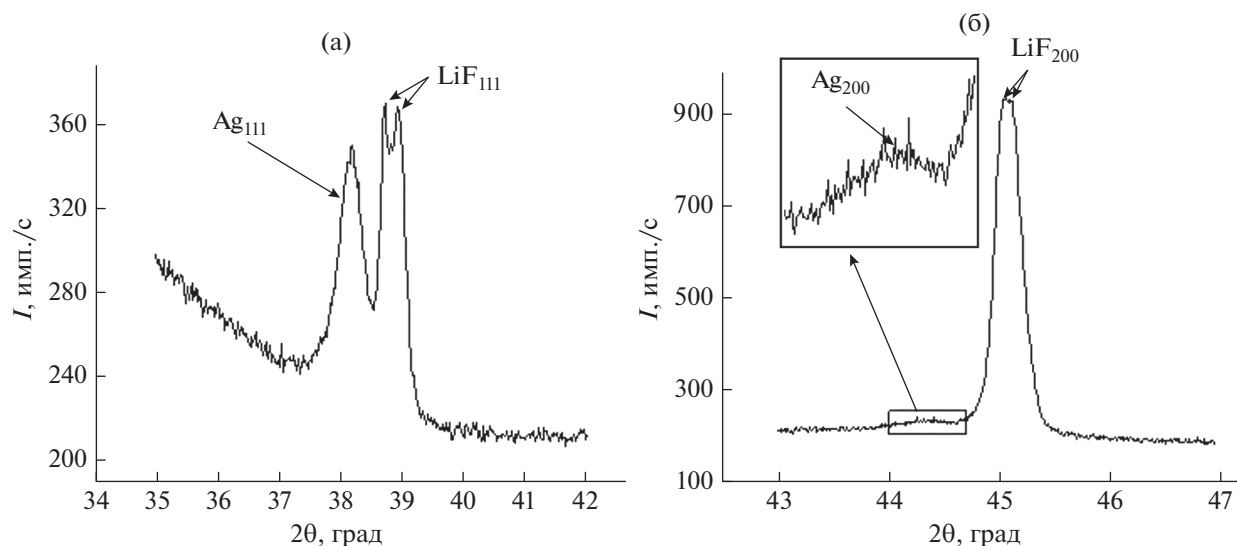


Рис. 4. Фрагменты дифрактограммы от образца 4.

шается с увеличением угла дифракции. Предположительно это обусловлено дифракцией от верхнего и нижнего слоев пленки LiF. Пики, соответствующие решетке серебра (от (111) и (200) при $2\theta = 38.1^\circ$ и 44.09° , соответственно) широкие и интенсивные, что очевидно, говорит о преимущественной ориентации частиц серебра плоскостью (111). Интенсивность пиков отражает высокую степень кристалличности наночастиц серебра. Однако дифракционные пики широкие, что указывает на маленький размер кристаллитов [20].

Для определения размеров областей когерентного рассеяния использовали метод приближения профилей дифракционных линий к функции Фойгта. Были получены параметры (гауссова и лоренцева ширины W_G и W_L) функций Фойгта для наблюдаемых профилей, из которых были вычтены параметры, соответствующие инструментальному уширению. По полученным параметрам физических профилей рассчитывали раз-

меры областей когерентного рассеяния, усредненные по объему и по поверхности. В табл. 1 представлены данные о средних ($\langle D \rangle$) и наиболее вероятных по поверхности и по объему ($D_{S_{\text{верх}}}$ и $D_{V_{\text{верх}}}$) значениях размеров областей когерентного рассеяния, а также параметры кристаллических решеток a , рассчитанные по рефлексу 111.

Из табл. 1 следует, что в образцах 2 и 3, где присутствуют наночастицы серебра со средними размерами 75 \AA , области когерентного рассеяния для LiF несколько меньше, чем в образце 1 (напыление LiF без серебра). В образце 3 эти области меньше, чем в образце 2, что может свидетельствовать о влиянии серебра на размеры областей когерентного рассеяния LiF. В образце 3 с содержанием серебра в два раза больше, чем в образце 2, изменения областей когерентного рассеяния LiF также различны. Кроме того, в образцах 2 и 3 обнаружены слабые рефлексы от плоскостей (200) решетки LiF (рис. 4), что свидетельствует о том, что

Таблица 1. Значения размеров областей когерентного рассеяния и параметры кристаллических решеток, рассчитанные по рефлексу 111, для образцов, полученных при последовательном напылении

Образец	$\langle D \rangle, \text{ \AA}$		$D_{S_{\text{верх}}}, \text{ \AA}$		$D_{V_{\text{верх}}}, \text{ \AA}$		$a, \text{ \AA}$	
	LiF	Ag	LiF	Ag	LiF	Ag	LiF	Ag
1	525		227		413		4.02943	
2	489	74	257		394	36	4.02847	4.07495
3	419	75	91		318	46	4.02768	4.07785
2T		425		293		343		4.07936
3T		496		242		394		4.08745
4		212				101		4.08359

слои LiF уже не полностью ориентированы плоскостью (111) параллельно подложке, как в образце 1, и присутствуют кристаллиты с другой ориентацией. Также можно отметить, что вместе с увеличением областей когерентного рассеяния увеличиваются и параметры кристаллической решетки как для LiF, так и для Ag (табл. 1). Обобщая, можно отметить, что определенные размеры областей когерентного рассеяния серебра дают возможность судить не столько о размерах наночастиц, сколько о толщине слоя кристаллического серебра, образованного напылением.

Таким образом, варьированием параметров осаждения пленок, последующей термической обработки и изменением условий введения металлических наночастиц возможно получить нано- и микроразмерные слои требуемого качества для создания планарных волноводов с низкими оптическими потерями.

Проведена оценка эффективности образования лазерно-активных центров окраски при радиационном воздействии в пленках в присутствии металлических наночастиц. Исследовали влияние наноразмерных частиц на образование F_2 -центров окраски (полоса поглощения имеет $\lambda_{\text{макс}} = 445$ нм, излучение наблюдают в диапазоне 640–670 нм), на основе которых разработаны перестраиваемые лазеры для генерации излучения в красной области спектра. Исследование проводили на образце 3Т. В качестве реперного образца взят образец 1. По спектрам люминесценции было определено, что концентрация F_2 -центров в пленке LiF с частицами серебра примерно в восемь раз выше, чем в реперном образце (рис. 5).

Увеличение интенсивности люминесценции можно объяснить следующими причинами. Пленка с наночастицами серебра имеет более высокую дефектность, а значит, более высокую концентрацию анионных вакансий, в результате захвата электронов, которыми образуются F - и F -агрегатные центры (среди них F_2 , F_3^+ , F_2^+ и другие). Также наноразмерные частицы серебра могут служить стоком для дырочных центров, в результате чего снижается вероятность рекомбинации электронных F -агрегатных центров и дырочных центров.

При изучении различий параллельного и последовательного методов напыления слоев LiF и Ag выяснили, что для образца с параллельным напылением 10 мг Ag (образец 6) были получены два пика, соответствующие отражениям от плоскостей (111) и (200) решетки LiF (в диапазоне $2\theta = 36^\circ$ – 48°), а отражений от плоскостей решетки серебра не наблюдали. Причем, пик от плоскости (200) решетки LiF был существенно более интен-

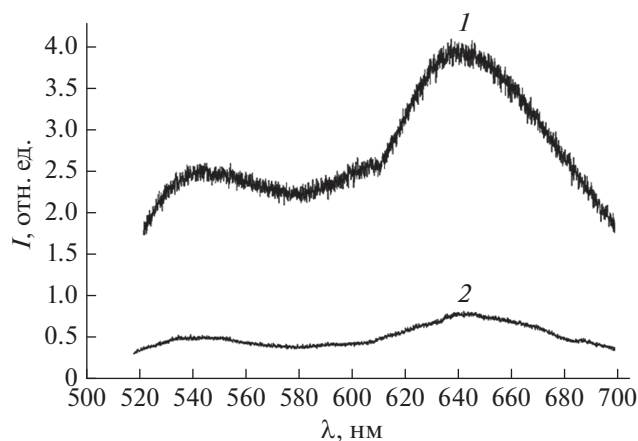


Рис. 5. Спектры люминесценции пленок LiF/Ag (1) и LiF (2), облученных рентгеновским излучением при возбуждении лазером с $\lambda_{\text{макс}} = 488$ нм.

сивным, чем от (111), что свидетельствует о преимущественной ориентации слоев в пленке LiF параллельно плоскости стеклянной подложки.

Сравнение с данными, полученными для образца 5 с аналогичным количеством серебра, но синтезированного при последовательном напылении, показывает, что в дифракционном спектре присутствуют пики, соответствующие отражениям от плоскостей (111) решетки Ag. Однако отражений от плоскости (200) Ag не было обнаружено, что свидетельствует о том, что в образце с последовательным напылением серебряные пленки состоят из частиц ориентированных преимущественно плоскостью (111). Отсутствие пиков, соответствующих решетке серебра, в спектрах для образца с параллельным напылением свидетельствует о том, что при параллельном напылении незначительного количества серебра оно растворяется в решетке LiF, образуя, возможно, твердый раствор. Второй причиной отсутствия пиков серебра при параллельном напылении может быть образование кластеров серебра, а не моно- или поликристаллических наночастиц.

Образец 7, полученный параллельным напылением 98 мг Ag и 800 мг LiF, был приготовлен с целью проверки, как именно увеличение процентного содержания серебра скажется на свойствах и структуре пленок. Дифрактограмма этого образца показана на рис. 6. Видны четкие пики, соответствующие отражениям от плоскостей (111) и (200) решетки серебра, что может свидетельствовать о присутствии кристаллических наночастиц серебра. Дифрактограмма образца 8, содержащего меньшее количество и Ag, и LiF, не отличается от представленной на рис. 6, но имеет

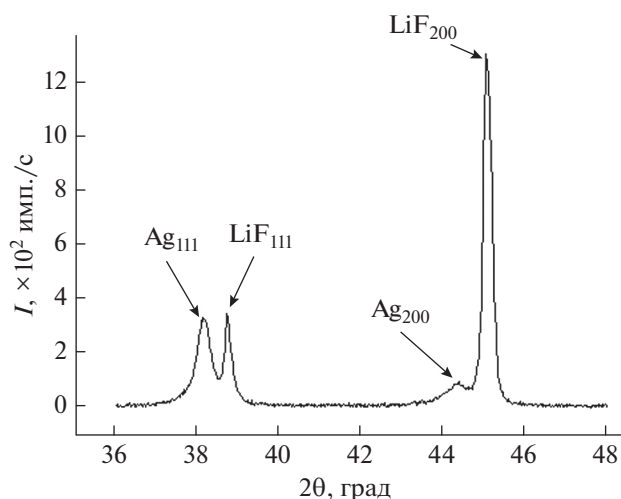


Рис. 6. Фрагмент дифрактограммы от образца 7.

меньшие по интенсивности дифракционные линии.

Для определения средних размеров областей когерентного рассеяния использовали метод подгонки профилей дифракционных линий к функции Фойгта. Результаты расчетов средних размеров областей когерентного рассеяния приведены в табл. 2. Из представленных данных следует, что размеры областей когерентного рассеяния серебра растут с увеличением его концентрации, а в образцах 7 и 8, в которых концентрация серебра не сильно отличается по сравнению с образцами 5 и 6, размеры областей когерентного рассеяния серебра примерно одинаковые. Кроме того, из этих данных следует, что размеры областей когерентного рассеяния LiF, наоборот, уменьшаются с ростом концентрации серебра. Данные табл. 2 подтверждает изображение, полученное с помощью растрового электронного микроскопа (рис. 7). Частицы серебра (образец 5) имеют размеры преимущественно несколько меньше 20 нм. Размеры частиц LiF на рис. 7 имеют величину порядка 100 нм, что вполне согласуется с данными, представлен-

Таблица 2. Результаты данных по средним размерам областей когерентного рассеяния для образцов, полученных при параллельном напылении

Образец	Размер области когерентного рассеяния, нм	
	Ag	LiF
5	15.3	98.21
6	—	24.1
7	26.7	83.3
8	25.3	74.7

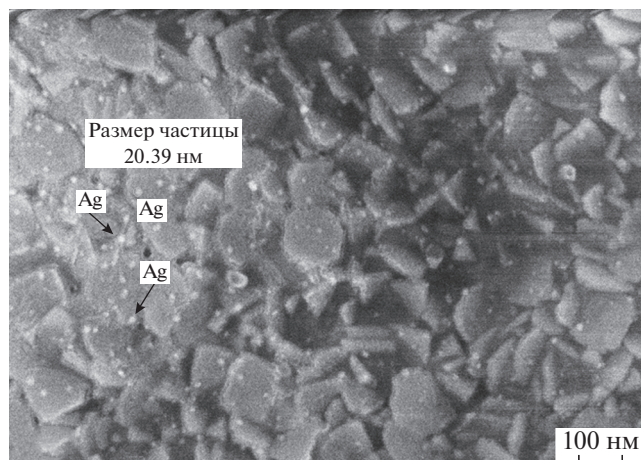


Рис. 7. РЭМ-изображение образца 8 с указанием характерного размера частиц серебра.

ными в табл. 2. Из этого следует, что средние размеры областей когерентного рассеяния LiF соответствуют размерам самих частиц, т.е. каждая частичка представляет собой монокристалл. Кроме того, из рис. 7 следует, что при последовательном напылении серебра образуются наночастицы серебра.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Рентгендифракционные исследования показывают, что наночастицы серебра, образующиеся при последовательном и параллельном напылении, являются кристаллическими с наиболее выраженной ориентацией плоскостью (111), либо плоскостями (111) и (200). В термически отожженных образцах происходит более эффективное формирование наночастиц серебра. Подогрев напыленной пленки LiF с наночастицами серебра приводит к появлению очень интенсивного дифракционного пика от (200) наряду с пиком от (111), что свидетельствует о том, пленка LiF становится поликристаллической, с разориентированными кристаллическими зернами. Кроме того, обнаружено, что пики, относящиеся к решетке LiF, раздвоены. Степень раздвоения пиков уменьшается с увеличением угла дифракции. Это позволяет сделать вывод, что такой эффект обусловлен дифракцией от верхнего и нижнего слоев напыления LiF.

Наличие наночастиц серебра в пленке LiF влияет на размеры областей когерентного рассеяния LiF. Увеличение средних размеров областей когерентного рассеяния серебра приводит к уменьшению областей когерентного рассеяния LiF и наоборот. Наряду с увеличением областей когерент-

ного рассеяния увеличиваются и параметры решетки как для LiF, так и для Ag.

Сравнение дифрактограмм от образца, полученного параллельным напылением серебра, и образца с аналогичным количеством серебра, но полученного при последовательном напылении, показало, процесс напыления влияет на степень кристалличности и размеры части серебра. В образце, полученном при последовательном напылении, серебряные пленки состоят из наночастиц, ориентированных предпочтительно плоскостью (111). На дифрактограмме от образца при параллельном напылении серебра отсутствуют пики, соответствующие решетке серебра. Такое поведение можно объяснить растворением серебра в решетке LiF с образованием твердого раствора. Второй причиной отсутствия пиков серебра при параллельном напылении может быть образование кластеров серебра, а не кристаллических наночастиц.

Оценка эффективности образования лазерно-активных центров окраски в пленке LiF в присутствии серебряных наночастиц после радиационного воздействия показала, что концентрация F_2 -центров в пленке LiF с частицами серебра примерно в восемь раз выше, чем в образце без частиц серебра.

Используя представленную в работе технологию осаждения пленок, можно подобрать оптимальные условия термической обработки и осаждения металлических наночастиц, которые позволят получить нано- и микроразмерные слои планарных волноводов с низкими оптическими потерями.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена в рамках НИОКТР № 1210331000066-3 Минобрнауки России “Прецизионные люминесцентные методы в лазерной физике и нанофотоники”, а также в рамках выполнения государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ по НОЦ “Байкал” (грант № FZZS-2021-0007).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Zhang Z., Si T., Liu J., Zhou G. // *Nanomaterials*. 2019. V. 9. № 3. P. 384.
- Cialla D., Marz A., Bohme R., Theil F., Weber K., Schmitt M. et al. // *Anal. Bioanal. Chem.* 2012. V. 403. № 1. P. 27. <https://doi.org/10.1007/s00216-011-5631-x>
- Kawata S., Ichimura T., Taguchi A., Kumamoto Y. // *Chem. Rev.* 2017. V. 117. № 7. P. 4983. <https://doi.org/10.1021/acs.chemrev.6b00560>
- Kauranen M., Zayats A.V. // *Nature Photonics*. 2012. V. 6. № 11. P. 737. <https://doi.org/10.1038/nphoton.2012.244>
- Ivanov N.A., Kolesnikov S.S., Paperny V.L., Osin Yu.N., Stepanov A.L. // *Tech. Phys. Lett.* 2011. V. 37. № 10. P. 939. <https://doi.org/10.1134/S1063785011100075>
- Bryukvina L.I. // *Phys. Solid Stat.* 2019. V. 61. № 10. P. 1808. <https://doi.org/10.1134/S1063783419100111>
- Ivanov N.A., Nebogin S.A., Bryukvina L.I. // *Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys.* 2019. V. 83. № 3. P. 305. <https://doi.org/10.3103/S1062873819030080>
- Bryukvina L. // *Open Access J. Chem.* 2020. V. 4. № 3. P. 1.
- Dauletbekova A., Schwartz K., Sorokin M.V., Maniks J., Rusakova A., Koloberdin M., Akilbekov A., Zdorovets M. // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B.* 2013. V. 295. P. 89. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2012.11.004>
- Bryukvina L.I., Ivanov N.A. // *J. Fluorine Chem. A.* 2016. V. 192. P. 124. <https://doi.org/10.1016/j.jfluchem.2016.11.003>
- Брюквина Л.И., Липко С.В., Мартынович Е.Ф. // *Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед.* 2013. № 7. С. 14. <https://doi.org/10.7868/S020735281307007X>
- Nahum J., Wiegand D.A. // *Phys. Rev.* 1967. V. 154. P. 817. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.154.817>
- Bryukvina L. // *J. Lumin.* 2015. V. 162. P. 145. <https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2015.02.008>
- Ter-Mikirtychev V.V., Tsuboi T. // *Prog. Quant. Electron.* 1996. V. 20. № 3. P. 219. [https://doi.org/10.1016/0079-6727\(96\)00001-8](https://doi.org/10.1016/0079-6727(96)00001-8)
- Bryukvina L., Ivanov N., Nebogin S. // *J. Phys. Chem. Sol.* 2018. V. 120. P. 133. <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2018.04.001>
- Ivanov N.A., Inshakov D.V., Partianovich I.A., Khulugurov V.M. // *Pisma Zhur. Tekhn. Fiz.* 1986. V. 12. № 20. P. 1250.
- Ivanov N.A., Parfianovich I.A., Khulugurov V.M., Cherpurnoi V.A. // *Izv. Akad. Nauk SSSR, ser. Fiz.* 1982. V. 46. № 10. P. 1985.
- Pereira J.A.M., Cremona M., Pelli S., Macchione E.L.A., Koide K., Vasconcelos S.S., Righini G.C. // *Nucl. Instrum. Methods. Phys. Res. B.* 2005. V. 240. № 1–2. P. 234. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2005.06.122>
- MonteREALI R.M., Bonfigli F., Menchini F., Vincenti M.A. // *Low Temp. Phys.* 2012. V. 38. № 8. P. 779. <https://doi.org/10.1063/1.4740241>
- Wani I.A., Ganguly A., Ahmed J., Ahmad T. // *Mat. Lett.* 2011. V. 65. P. 520. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2010.11.003>

X-Ray Diffraction of Lithium Fluoride Thin Polycrystalline Films with Silver Nanoparticles on an Amorphous Substrate

N. A. Ivanov^{1, *}, V. L. Paperny², S. S. Kolesnikov¹, S. A. Nebogin¹, L. I. Bryukvina^{3, **}

¹*Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, 664074 Russia*

²*Irkutsk State University, Irkutsk, 664003 Russia*

³*Irkutsk Branch of the Institute of Laser Physics SB RAS, Irkutsk, 664033 Russia*

**e-mail: ivnik@istu.edu*

***e-mail: baikal@ilph.irk.ru*

Thin polycrystalline films of lithium fluoride with silver nanoparticles on glass substrates have been investigated by X-ray diffraction method. To form the film samples, was used the technic of vacuum thermal deposition on silicate glass substrates. Thin films have been obtained with the sequential or simultaneous (“parallel”) deposition of LiF and Ag. It was found that silver nanoparticles formed by both methods are polycrystalline with the most pronounced orientation by the (111) plane or by the (111) and (200) planes. The effect of the substrate temperature on the silver nanoparticles formation efficiency was shown. The heating of the deposited LiF film with silver nanoparticles resulted in intense diffraction peak (200) of LiF lattice appearing along with the (111) peak. It indicates that the LiF film becomes the polycrystalline (with misoriented crystal grains). It was confirmed by scanning electron microscopy. A more efficient formation of crystalline silver nanoparticles in a lithium fluoride film during the successive deposition has been established. It is shown that the sizes of coherent scattering regions of lithium fluoride and silver nanoparticles are mutually inversely related. The LiF and Ag lattice parameters increases with increasing of coherent scattering regions.

Keywords: X-ray diffraction, thin films, lithium fluoride, silver nanoparticles, thermal deposition, scanning electron microscopy, coherent scattering region, luminescence, color centers.