

ПОЛУЧЕНИЕ ПЛЕНОК СЕРЕБРА МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ИСПАРЕНИЯ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В НАНОПЛАЗМОНИКЕ

А.С. Бабурин¹

А.Р. Габидуллин¹

А.В. Зверев¹

И.А. Родионов²

И.А. Рыжиков³

Ю.В. Панфилов²

baburin@bmstu.ru

aidar-gabza@yandex.ru

7zverev@gmail.com

irodionov@bmstu.ru

ilyaryzhikov@rambler.ru

panfilov@bmstu.ru

¹ ВНИИавтоматики им. Н.Л. Духова, Москва, Российская Федерация

² МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Российская Федерация

³ ИТПЭ РАН, Москва, Российская Федерация

Аннотация

В настоящее время широкий интерес проявляется к улучшению оптических характеристик тонких пленок металлов, применяемых в нанооптике и наноплазмонике. Для минимизации потерь пленок в плазмонике необходимо использовать квазимонокристаллические пленки. Рассмотрена задача формирования сплошных пленок квази-монокристаллического серебра с высоким аспектным отношением размера кристаллита к толщине пленки. Проанализированы механизмы роста и выбраны подложки для роста квази-монокристаллической пленки, приведены экспериментальные данные и СЭМ-изображения полученных пленок. Проведено разделение на три области роста по соотношениям интенсивности потока серебра и энергии системы пленка–подложка, получены основные зависимости размера кристаллита от скорости осаждения и температуры подложки. В результате проведенных исследований сформированы сплошные монокристаллические пленки серебра толщиной 200 нм с аспектным отношением 7:1 и шероховатостью порядка 1 нм

Ключевые слова

Серебряная тонкая пленка, монокристалл, плазмоника, модели роста, электронно-лучевое испарение

Поступила в редакцию 16.08.2016
© МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2016

Введение. Хорошо известно, что серебро обладает малыми оптическими потерями в видимом и ближнем инфракрасном диапазонах длин волн, что делает его одним из наиболее применимых материалов в плазмонике [1]. Оптические характеристики тонких пленок серебра сильно зависят от кристаллической структуры и морфологии [2]. Одним из эффективных способов повышения оптических характеристик (минимизации потерь) пленок серебра является уменьшение числа границ зерен на единицу площади [2, 3].

Минимизировать число границ зерен возможно при условии увеличения их размера [3]. В пределе требуется переход от поликристаллических пленок к квази-монокристаллическим, с максимальным размером кристаллита. Монокристал-

лические пленки серебра могут быть получены методами испарения [4], импульсного лазерного нанесения [5], магнетронного нанесения [6] и гальваники [7]. Данных о получении сплошных пленок монокристаллического серебра толщиной менее 200 нм в литературе не встречается. В настоящей работе поставлена задача формирования сплошных пленок квазимонокристаллического серебра толщиной 200 нм, что соответствует верхней границе толщины для применения в наноплазмонике.

В качестве критерия оценки степени монокристалличности использовано аспектное отношение размера кристаллита к толщине пленки, которое составляет от 1:1 до 20:1 [8, 9] для несплошных пленок серебра толщиной в несколько десятков нанометров.

В работе рассмотрены процессы роста пленок серебра и определены основные технологические зависимости для получения сплошных квазимонокристаллических пленок с аспектным отношением более 5:1 и толщиной до 200 нм.

Одним из наиболее пригодных методов осаждения для решения поставленной задачи является электронно-лучевое испарение [4, 10], что обусловлено широким диапазоном интенсивностей создаваемых потоков, низкой энергией атомов, отсутствием ионной составляющей, возможностью работать в высоком вакууме.

Модели и критерии планирования эксперимента. Для описания механизмов роста тонкой пленки обычно применяют энергетический или кинетический подходы. При планировании эксперимента в работе использованы оба подхода.

Соотношение энергий пленки и подложки определяет механизм эпитаксиального роста пленки: двумерный, островковый или смешанный [11]. Это позволяет выбрать систему подложка–материал, подходящую для роста монокристалла, исходя из изменения свободной энергии $\Delta\alpha$ (таблица) единицы поверхности раздела подложка–среда. В свою очередь, изменение свободной энергии определяется суммой энергий границ поверхностей раздела [11]:

$$\Delta\alpha = \alpha + \alpha_{\text{п.к}} - \alpha_{\text{п.с}},$$

где α , $\alpha_{\text{п.с}}$, $\alpha_{\text{п.к}}$ — энергии поверхностей разделов кристалл–среда, подложка–среда, подложка–кристалл соответственно.

Изменение свободной энергии поверхности раздела подложка–среда [11]

Механизм роста тонкой пленки	Энергетическое условие	Система материал–подложка
Двумерный (Франка — Ван дер Мерве)	$\Delta\alpha < 0$	Ag/Ag, Ag/Au
Островковый (Фольмера — Вебера)	$\Delta\alpha > 0$	Ag/NaCl, Ag/KCl, Ag/mica
Смешанный (Странски — Крастанова)	$\Delta\alpha < 0$ — первые слои; $\Delta\alpha > 0$ — последующие слои	Ag/Si, Ag/Al ₂ O ₃ (c-cut)

Из таблицы следует, что из неметаллических подложек для формирования монокристаллической сплошной пленки лучше подходят NaCl, KCl и слюда (mica). Однако эти подложки не технологичны: NaCl и KCl — водорастворимые кристаллы, а слюда — минерал с низкими механическими характеристиками. Рост монокристалла также возможен на более широко применяемых подложках из кремния (Si) и сапфира (Al_2O_3), совместимых с технологиями микроэлектронного производства. В экспериментах были использованы слюда, кремний и сапфир (рис. 1).

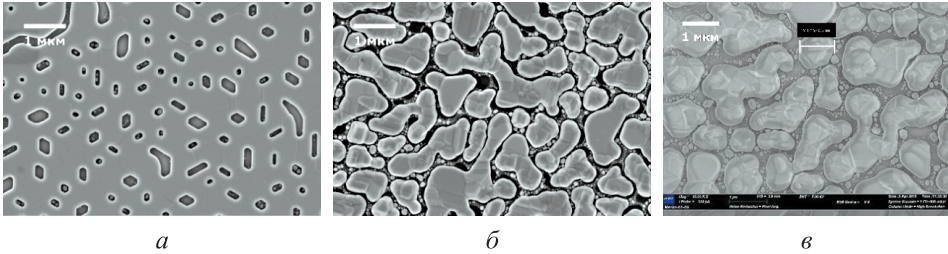


Рис. 1. СЭМ-изображение серебряной пленки на слюде (а), кремнии (б) и сапфире (в)

После выбора системы подложка–материал необходимо выбрать экспериментальное поле варьирования параметров осаждения. Это возможно сделать, используя известный подход энергомассопереноса [12, 13] (штриховые линии на рис. 2). Исходя из соотношения поступающего материала и энергии системы, можно сделать вывод о структуре осаждаемой пленки, а также предположить, что для формирования монокристаллической пленки необходимы высокие энергии подложки и низкое насыщение.

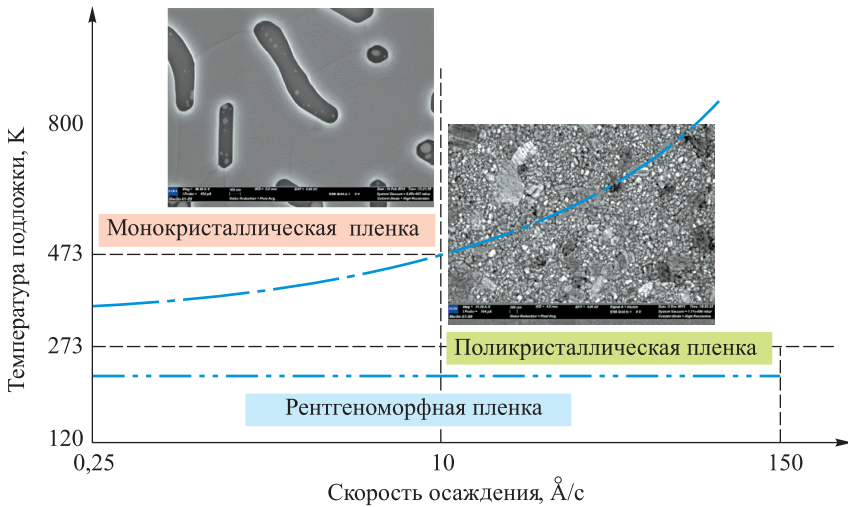


Рис. 2. Экспериментальные зависимости структуры пленки от параметров нанесения (температуры подложки и скорости осаждения)

Для более детального описания роста кристаллитов, выявления зависимости их размеров от скорости нанесения, управляемой мощностью испарителя, и энергии подложки, управляемой температурой подложкодержателя, необходимо перейти к кинетическому подходу. При таком подходе из рассматриваемого движения отдельных осаждаемых атомов, параметров материалов покрытия и подложки можно получить зависимости размера кристаллита от параметров нанесения. Рассмотрим потоки атомов: приходящие на подложку, удерживающиеся на ней и диффундирующие (адатомы), а также уходящие с подложки при энергиях, больше барьерной [14].

Отметим, что при увеличении температуры подложки увеличивается длина диффузионного пробега, что позволяет адатомам проходить большие расстояния и формировать кристаллиты больших размеров. При увеличении скорости осаждения увеличивается насыщение за счет большего числа приходящих атомов, что уменьшает мобильность адатомов и, следовательно, уменьшает формируемые кристаллиты.

Описание эксперимента. Пленки во всех экспериментах сформированы методом электронно-лучевого испарения на установке Evovac (Angstrom Engineering) с базовым вакуумом $3 \cdot 10^{-8}$ Торр. Для испарения использовали серебро, поставляемое компанией KurtLesker, чистотой 99,99 %. Расстояние от электронно-лучевого испарителя до центра подложкодержателя составляло 300 мм. Скорость испарения регулировали током на электронно-лучевом испарителе и контролировали датчиком кварцевого контроля Inficon. Для разных экспериментов она составила от 0,5 до 150 Å/с. Толщина пленок во всех экспериментах по кварцевому контролю составила 200 нм. Температура подложкодержателя варьировалась от 21 до 520 °С.

Толщину пленок измеряли стилусным профилометром Р-17 (KLA-Tencor) по сформированной ступеньке, она составила от 170 до 200 нм. Рассогласование в измеренной и контролируемой кварцевым датчиком толщинах объясняется нелинейной зависимостью роста толщины пленки в результате тепловых и механических процессов на поверхности подложки. В ходе эксперимента выполняли корректировку скорости осаждения материала для поддержания постоянной скорости роста пленки.

Морфологию пленок анализировали с помощью электронного микроскопа Merlin (CarlZeiss) с разрешением до 0,6 нм. Съемка проводилась с ускоряющим напряжением 5 кВ, на увеличениях 3, 7, 15 и 50 К. Обработка СЭМ-снимков выполнена с помощью программного обеспечения Gwyddion и ImageJ.

Для окончательного выбора подложки был проведен эксперимент по формированию пленки серебра на подложках монокристаллов слюды, кремния и сапфира. Пленки осажжены в едином вакуумном цикле при температуре подложкодержателя 350 °С, скорости осаждения 2,3 Å/с. СЭМ-изображения пленок представлены на рис. 1.

Рост квазимонокристаллической пленки оказался возможен только на подложке из слюды. У пленок, сформированных на слюде, среднегеометрическая шероховатость не превысила 1,5 нм. Для пленок, сформированных на кремнии и сапфире, измеренная стилусным профилометром среднегеометрическая шероховатость на опорной длине 500 мкм превысила 10 нм. Как видно на СЭМ-снимках, это объясняется ростом трехмерных кристаллов, который инициируется изменением свободной энергии единицы поверхности после нанесения первых слоев ($\Delta\alpha > 0$, см. таблицу).

Проведена серия экспериментов для получения зависимостей, определяющих структуру растущей пленки в подходе с использованием соотношений энергомассопереноса. Их характер известен из литературы [12, 13] и сохраняется для материалов большого спектра. Но для определения значений критических точек и точек перегиба для конкретной системы подложка–материал, необходим ряд эмпирических значений. На основе экспериментальных данных построены кривые, ограничивающие области получения пленок с мелкозернистой (рентгеноаморфной), поликристаллической и квазимонокристаллической структурами (см. рис. 2). Их характер совпадает с приведенными данными в литературе и позволяет ограничить область дальнейших исследований. Как следует из зависимостей, для формирования кристаллитов необходимы температуры более 200 °С и скорости осаждения, не превышающие несколько ангстрем в секунду.

Данный подход позволяет объяснить три типа наблюдаемой морфологии роста. Для пленок, нанесенных на подложки при комнатной температуре, не наблюдается упорядоченного роста зерен. Это соответствует области поликристаллической пленки. Присутствуют как маленькие зерна (<10 нм), так и большие кристаллиты (несколько сотен нанометров) (рис. 3).

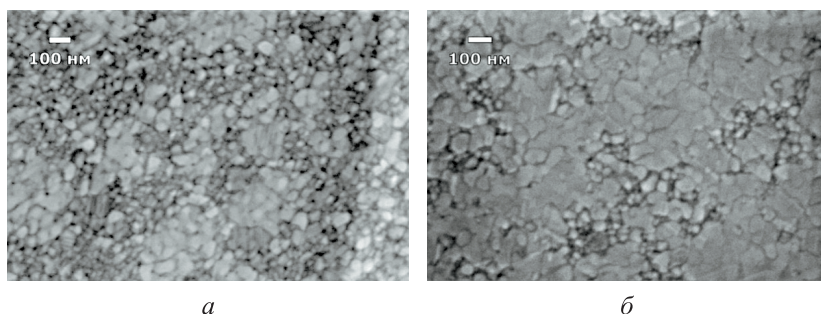


Рис. 3. Пленка серебра на слюде, полученная при комнатной температуре, нанесенная со скоростью 10 Å/с (слева) и 150 Å/с (справа)

Упорядоченный рост кристаллитов и их максимальный размер ожидаемо получают при наиболее высоких температурах — порядка 500 °С (рис. 4). Это соответствует области монокристаллической пленки. Их размер составляет от полумикрона до нескольких микрометров. Для данных температур наибольшей сплошности удалось добиться при скорости осаждения 1 Å/с. Сплошная область составила более 90 %.

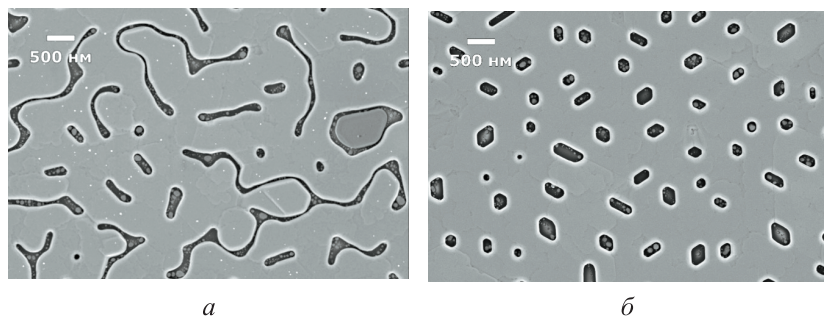


Рис. 4. СЭМ-изображение серебряной пленки на слюде, нанесенной при температуре 470 °С со скоростью 0,5 Å/с (а) и 1 Å/с (б)

Менее упорядоченный рост с изменением механизма наблюдается для пленок, нанесенных при температурах 200 и 350 °С (см. рис. 2). Размеры кристаллитов получаются значительно меньше — порядка 200 и 600 нм. Но при этом с увеличением скорости до 4 Å/с полученные пленки имеют однородную поверхность (рис. 5).

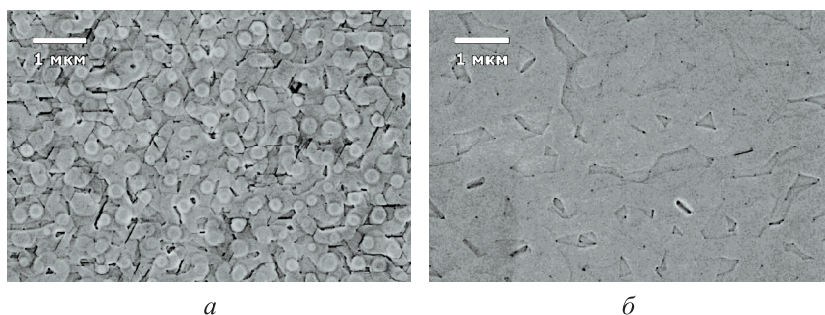


Рис. 5. СЭМ-изображение серебряной пленки на слюде, нанесенной со скоростью 4 Å/с при температуре 200 °С (а) и 350 °С (б)

В результате проведенных экспериментов получены сплошные пленки толщиной 200 нм с размером кристаллитов более микрона. Аспектное отношение размера кристаллита к толщине пленки для 100 % сплошных пленок составило больше 5:1.

Экспериментально получены зависимости роста пленки от параметров осаждения (рис. 6–8). Характеры зависимости размера кристаллита совпадают с предположениями, выдвинутыми при определении критериев эксперимента.

На рис. 6 приведен график зависимости размера кристаллита от температуры подложки для различных скоростей осаждения. Видно, что именно этот фактор является доминирующим. Отмечены линейные зависимости для разных групп скоростей.

Для одинаковых температур прослеживается уменьшение размера кристаллита при увеличении скорости осаждения. Зависимость носит полиномиальный характер, с преобладанием первой степени в области значений, соответствующих экспериментальным данным (см. рис. 7).

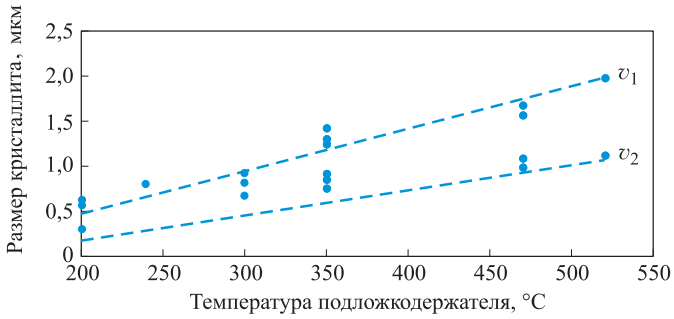


Рис. 6. График зависимости размера кристаллита от температуры

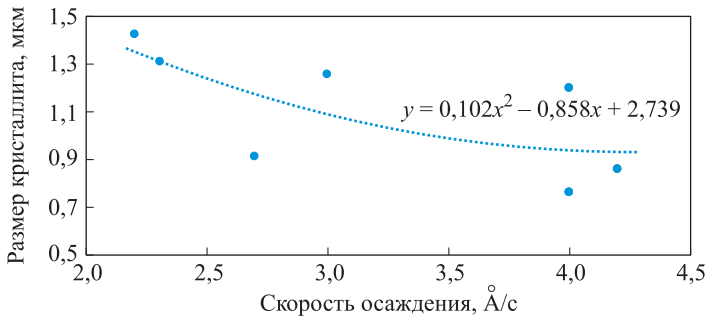


Рис. 7. График зависимости размера кристаллита от скорости осаждения

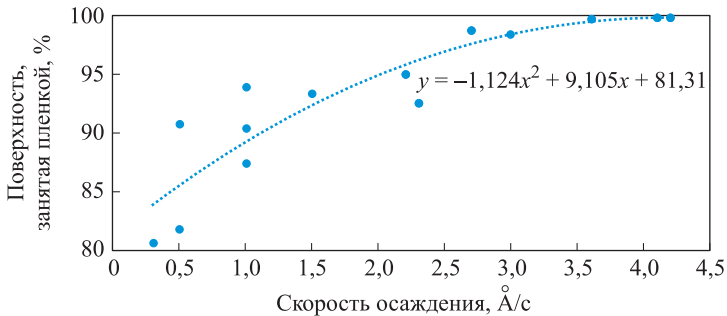


Рис. 8. График зависимости площади пленки от скорости осаждения

Сплошность пленок определена посредством обработки СЭМ-изображений (ПО ImageJ) в поле $5 \times 5 \text{ мкм}^2$ по проценту заполнения белого и черного бинаризованных изображений; выявлена зависимость от скорости осаждения пленки, не зависящая от температуры подложки (см. рис. 8).

Зависимость монотонно возрастает в области параметров эксперимента. Для малых значений скоростей она определяется первой степенью скорости осаждения, с ее увеличением добавляется вклад второй степени аргумента. Вероятно, это можно объяснить доминирующим ростом серебра другой ориентации, позволяющим получить пленку одного уровня.

Выводы. Исходя из изменения свободной энергии единицы поверхности раздела подложка–среда для роста монокристаллической пленки серебра выбраны подложки из слюды, кремния и сапфира для проведения экспериментов

по формирования квазиоднокристаллической пленки серебра. Рост сплошной пленки с низкой шероховатостью оказался возможен только на подложке из слюды. Для пленок, сформированных на кремнии и сапфире, наблюдается рост трехмерных кристаллов из-за изменения свободной энергии единицы поверхности после нанесения первых слоев ($\Delta\alpha > 0$, см. таблицу).

В результате проведенных экспериментов сформированы сплошные монокристаллические пленки серебра толщиной 200 нм с аспектным отношением 7:1 и шероховатостью порядка 1 нм.

Получены экспериментальные зависимости, позволяющие подбирать соотношения между скоростью осаждения и энергией системы подложка–материал для формирования сплошных серебряных пленок с заданной морфологией. Проведены эксперименты в области, соответствующей росту монокристаллической пленки: скорость осаждения от 0,25 до 8 Å/с, температура от 200 до 520 °С. Для данных пленок получены зависимости размера кристаллита и сплошности от температуры подложки и скорости осаждения, согласующиеся с предположениями, основанными на кинетическом подходе.

Разработан технологический процесс, позволяющий получить необходимый размер кристаллита по заданным параметрам нанесения.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Searching for better plasmonic materials* / P.R. West, V. Ishii, G.V. Naik, N.K. Emani, V.M. Shalaev, A. Boltasseva // *Laser Photonics Rev.* 2010. Vol. 4. No. 6. P. 795–808. DOI: 10.1002/lpor.200900055
2. *Plasmonic Films Can Easily Be Better: Rules and Recipes* / K.M. McPeak, S.V. Jayanti, S.J.P. Kress, S. Meyer, S. Iotti, A. Rossinelli, D.J. Norris // *ACS Photonics.* 2015. No. 2. P. 326–333. DOI: 10.1021/ph5004237
3. *Low-temperature enhancement of plasmonic performance in silver films* / S.V. Jayanti, J.H. Park, A. Dejneka, D. Chvostova, K.M. McPeak, X. Chen, S.H. Oh, D.J. Norris // *Optical Materials Express.* 2015. Vol. 5. No. 5. P. 1147–1155. DOI: 10.1364/OME.5.001147
4. *Levlin M., Laasko A. Evaporation of silver thin films on mica* // *App. Surf. Science.* 2000. Vol. 171. No. 3-4. P. 257–264. DOI: 10.1016/S0169-4332(00)00762-5
5. *Warrender J.M., Aziz M.J. Morphological Evolution of Ag-Mica Films Grown by Pulsed Laser Deposition* // *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 2003. Vol. 749. P. W. 3.1.1–3.1.6.
6. *Morphology and grain structure evolution during epitaxial growth of Ag films on native-oxide-covered Si surface* / T.B. Hur, H.K. Kim, D. Perello, M. Yun, A. Kulovits, J. Wiezorek // *Journal of Applied Physics.* 2008. Vol. 103. No. 10. P. 103507-1–103507-5. DOI: 10.1063/1.2924323
7. *Sayed S.Y. Towards the Epitaxial Growth of Silver on Germanium by Galvanic Displacement* // *CrystEngComm.* 2014. Vol. 16. P. 10028–10033. DOI:10.1039/C4CE01553C
8. *Sneddon D.D., Gewirth A.A. In situ characterization of halide adsorption and Ag-halide growth on Ag(111) electrodes using atomic force microscopy* // *Surface Sci.* 1995. Vol. 343. No. 3. P. 185–200. DOI:10.1016/0039-6028(95)00804-7
9. *Baski A.A., Fuchs H. Epitaxial growth of silver on mica as studied by AFM and STM* // *Surface Sci.* 1994. Vol. 313. No. 3. P. 275–288. DOI: 10.1016/0039-6028(94)90048-5

10. *Chou B.-T., Lin Sh.-D., Huang B.-H., LuSingle T.-C.* Crystalline silver film grown on Si (100) substrate by using electron-gun evaporation and thermal treatment // *Journal of Vacuum Science & Technology*. В. 2014. Vol. 32. No. 3. P. 031209-1–031209-5. DOI: 10.1116/1.4874618
11. *Вайнштейн Б.К.* Современная кристаллография. Т. 3. М.: Наука, 1980. 408 с.
12. *Лютович А.С.* Ионно-активированная кристаллизация пленок. Ташкент: Фан, 1982. 148 с.
13. *Пинскер З.Г.* Монокристаллические пленки. М.: Мир, 1966. 390 с.
14. *Введение в физику поверхности / К. Оура, В.Г. Лифшиц, А.А. Саранин, А.В. Зотов, М. Катаяма.* М.: Наука, 2006. 490 с.

Бабурин Александр Сергеевич — младший научный сотрудник ВНИИавтоматики им. Н.Л. Духова (Российская Федерация, 127055, Москва, Суцёвская ул., д. 22).

Габидуллин Айдар Радикович — лаборант ВНИИавтоматики им. Н.Л. Духова (Российская Федерация, 127055, Москва, Суцёвская ул., д. 22).

Зверев Александр Вячеславович — научный сотрудник ВНИИавтоматики им. Н.Л. Духова (Российская Федерация, 127055, Москва, Суцёвская ул., д. 22).

Родионов Илья Анатольевич — канд. техн. наук, директор НОЦ «Функциональные микро/наносистемы» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5).

Рыжиков Илья Анатольевич — канд. техн. наук, доцент, начальник лаборатории Института теоретической и прикладной электродинамики РАН (Российская Федерация, 125412, Москва, Ижорская ул., д.13).

Панфилов Юрий Васильевич — д-р техн. наук, профессор, зав. кафедрой «Электронные технологии в машиностроении» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Бабурин А.С., Габидуллин А.Р., Зверев А.В., Родионов И.А., Рыжиков И.А., Панфилов Ю.В. Получение пленок серебра методом электронно-лучевого испарения для применения в наноплазмонике // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Приборостроение*. 2016. № 6. С. 4–14. DOI: 10.18698/0236-3933-2016-6-4-14

SILVER FILMS DEPOSITED BY ELECTRON-BEAM EVAPORATION FOR APPLICATION IN NANOPLASMONICS

A.S. Baburin¹

A.R. Gabidullin¹

A.V. Zverev¹

I.A. Rodionov²

I.A. Ryzhikov³

Yu.V. Panfilov²

baburin@bmstu.ru

aidar-gabza@yandex.ru

7zverev@gmail.com

irodionov@bmstu.ru

ilyaryzhikov@rambler.ru

panfilov@bmstu.ru

¹ All-Russia Research Institute of Automatics (VNIIA), Moscow, Russian Federation

² Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russian Federation

³ Institute of Theoretical and Applied Electrodynamics, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russian Federation

Abstract

Currently a wide interest has been shown to improving the optical properties of metal thin films for application in nanooptics and nanoplasmonics. One of the minimizing losses methods in plasmonics is usage of quasi singlecrystalline thin film instead polycrystalline thin films. This paper tested the problem of quasi singlecrystalline continuous silver thin films formation with a high aspect ratio of the crystallite size to the film thickness. First, we did the growth mechanisms analysis and chose a substrate for the growth of quasi singlecrystalline film. The article shows the experimental data and SEM images of deposited films. Then we classified three regions of growth depending on the evaporated material ratio and "film — substrate" energy system and found the main crystalline size correlations with the deposition rate and the substrate temperature. Finally, 200 nm thick continuous monocrystalline silver film with an aspect ratio of 7:1 and a surface roughness of about 1 nm was deposited

Keywords

Silver thin film, single crystal, plasmonics, growth models, electron beam evaporation

REFERENCES

- [1] West P.R., Ishii V., Naik G.V., Emani N.K., Shalaev V.M., Boltasseva A. Searching for better plasmonic materials. *Laser Photonics Rev.*, 2010, vol. 4, no. 6, pp. 795–808. DOI: 10.1002/lpor.200900055
- [2] McPeak K.M., Jayanti S.V., Kress S.J.P., Meyer S., Iotti S., Rossinelli A., Norris D.J. Plasmonic Films Can Easily Be Better: Rules and Recipes. *ACS Photonics*, 2015, no. 2, pp. 326–333. DOI: 10.1021/ph5004237
- [3] Jayanti S.V., Park J.H., Dejneka A., Chvostova D., McPeak K.M., Chen X., Oh S.H., Norris D.J. Low-temperature enhancement of plasmonic performance in silver films. *Optical materials express*, 2015, vol. 5, no. 5, pp. 1147–1155. DOI: 10.1364/OME.5.001147
- [4] Levlin M., Laasko A. Evaporation of silver thin films on mica. *App. Surf. Science.*, 2000, vol. 171, no. 3-4, pp. 257–264. DOI: 10.1016/S0169-4332(00)00762-5
- [5] Warrender J.M., Aziz M.J. Morphological Evolution of Ag-Mica Films Grown by Pulsed Laser Deposition. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 2003, vol. 749, pp. W.3.1.1–W.3.1.6.
- [6] Hur T.B., Kim H.K., Perello D., Yun M., Kulovits A., Wiezorek J. Morphology and grain structure evolution during epitaxial growth of Ag films on native-oxide-covered Si surface. *Journal Of Applied Physics*, 2008, vol. 103, no. 10, pp. 103507-1–103507-5. DOI: 10.1063/1.2924323
- [7] Sayed S.Y. Towards the Epitaxial Growth of Silver on Germanium by Galvanic Displacement. *CrystEngComm*, 2014, vol. 16, pp. 10028–10033. DOI: 10.1039/C4CE01553C
- [8] Sneddon D.D., Gewirth A.A. In situ characterization of halide adsorption and Ag-halide growth on Ag(111) electrodes using atomic force microscopy. *Surface Sci.*, 1995, vol. 343, no. 3, pp. 185–200. DOI: 10.1016/0039-6028(95)00804-7
- [9] Baski A.A., Fuchs N. Epitaxial growth of silver on mica as studied by AFM and STM. *Surface Sci.*, 1994, vol. 313, no. 3, pp. 275–288. DOI: 10.1016/0039-6028(94)90048-5

- [10] Chou B.-T., Lin Sh.-D., Huang B.-H., LuSingle T.-C. Crystalline silver film grown on Si (100) substrate by using electron-gun evaporation and thermal treatment. *Journal of Vacuum Science & Technology B*, 2014, vol. 32, no. 3, pp. 031209-1–031209-5. DOI: 10.1116/1.4874618
- [11] Vaynshteyn B.K. *Sovremennaya kristallografiya. T. 3* [Modern crystallography. Vol. 3]. Moscow, Nauka Publ., 1980. 408 p.
- [12] Lyutovich A.S. *Ionno-aktivirovannaya kristallizatsiya plenok* [Ion-activated films crystallization]. Tashkent, Fan Publ., 1982. 148 p.
- [13] Pinsker Z.G. *Monokristallicheskie plenki* [Single-crystalline films] Moscow, Mir Publ., 1966. 390 p.
- [14] Oura K., Lifshits V.G., Saranin A.A., Zotov A.V., Katayama M. *Vvedenie v fiziku poverkhnosti* [Introduction to the surface physics]. Moscow, Nauka Publ., 2006. 490 p.

Baburin A.S. — junior research scientist, All-Russia Research Institute of Automatics (Sushevskaya ul. 22, Moscow, 127055 Russian Federation).

Gabidullin A.R. — assistant, All-Russia Research Institute of Automatics (Sushevskaya ul. 22, Moscow, 127055 Russian Federation).

Zverev A.V. — research scientist, All-Russia Research Institute of Automatics (Sushevskaya ul. 22, Moscow, 127055 Russian Federation).

Rodionov I.A. — Cand. Sci. (Eng.), Director of the Scientific-Educational Center of Functional Micro/Nanosystems, Bauman Moscow State Technical University (2-ya Baumanskaya ul. 5, Moscow, 105005 Russian Federation).

Ryzhikov I.A. — Cand. Sci. (Eng.), Assoc. Professor, Head of laboratory of the Institute of Theoretical and Applied Electrodynamics, Russian Academy of Sciences (Izhorskaya ul. 13, Moscow, 125412 Russian Federation).

Panfilov Yu.V. — Cand. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Electronic Technology in Mechanical Engineering Department, Bauman Moscow State Technical University (2-ya Baumanskaya ul. 5, Moscow, 105005 Russian Federation).

Please cite this article in English as:

Baburin A.S., Gabidullin A.R., Zverev A.V., Rodionov I.A., Ryzhikov I.A., Panfilov Yu.V. Silver Films Deposited by Electron-Beam Evaporation for Application in Nanoplasmonics. *Vestn. Mosk. Gos. Tekh. Univ. im. N.E. Baumana, Priborostr.* [Herald of the Bauman Moscow State Tech. Univ., Instrum. Eng.], 2016, no. 6, pp. 4–14. DOI: 10.18698/0236-3933-2016-6-4-14