

ФИЗИЧЕСКАЯ ХИМИЯ ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМ И ПОВЕРХНОСТНЫХ ЯВЛЕНИЙ

УДК 54.057

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ PECVD ТОНКИХ ПЛЕНОК СУЛЬФИДА ГАЛЛИЯ И ИЗУЧЕНИЕ ИХ СВОЙСТВ

© 2023 г. Л. А. Мочалов^а, М. А. Кудряшов^б, А. А. Логунов^{а,б}, М. А. Вшивцев^б, И. О. Прохоров^б,
В. М. Воротынцев^б, В. М. Малышев^б, Т. С. Сазанова^{б,с}, Ю. П. Кудряшова^а,
Е. Н. Буланов^а, А. В. Князев^{а,*}

^аНижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

^бНижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, Россия

^сРХТУ им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия

*e-mail: knyazevav@gmail.com

Поступила в редакцию 16.07.2022 г.

После доработки 18.07.2022 г.

Принята к публикации 19.07.2022 г.

Тонкие пленки GaS_x впервые получены методом плазмохимического осаждения из газовой фазы (PECVD), при этом высокочистые летучие производные соответствующих макрокомпонентов — хлорид галлия (GaCl_3) и сероводород (H_2S) — использованы в качестве исходных веществ. Установлено, что неравновесная низкотемпературная плазма ВЧ-разряда (40.68 МГц) при пониженном давлении (0.01 Торр) служила инициатором химических превращений. Реакционноспособные компоненты плазмы, образующиеся в газовой фазе, изучены методом оптической эмиссионной спектроскопии (ОЭС). Исследованы структурные и электрофизические свойства полученных материалов.

Ключевые слова: сульфид галлия, тонкие пленки, PECVD

DOI: 10.31857/S0044453723010211, **EDN:** BCQPAV

Прозрачные полупроводники на основе сульфидов галлия GaS_x привлекают большое внимание из-за возможности их получения в виде различных структур, обладающих высокой анизотропией, в сочетании с превосходными электрическими, оптическими и механическими свойствами. Сульфид галлия — широкозонный полупроводник с двумя стабильными полиморфными формами — GaS и Ga_2S_3 [1], при этом $\beta\text{-GaS}$ и $\alpha\text{-Ga}_2\text{S}_3$ — наиболее стабильные кристаллические структуры при нормальных условиях. Энергия непрямой запрещенной зоны GaS составляет ~2.59 эВ, что на ~0.45 эВ ниже энергии прямой запрещенной зоны [2]. Напротив, E_g для моноклинного $\alpha\text{-Ga}_2\text{S}_3$ составляет ~3.42 эВ [3]. $\beta\text{-GaS}$ представляет собой диамагнитный полупроводник, обладающий кристаллической решеткой с гексагональной структурой [4]. GaS кристаллизуется по типу стопки слоев, где каждый монослой состоит из двух плотноупакованных подслоев галлия и двух плотноупакованных подслоев серы в последовательности S—Ga—Ga—S вдоль оси c . Структура $\alpha\text{-Ga}_2\text{S}_3$ была определена как моноклинная [5], где ячейки содержат четыре молекулы, в которых атомы серы почти гексагонально плотно упакованы в слой.

Нанослои GaS были успешно получены методом микромеханического расщепления (отшелушивания) [6, 7]. GaS и Ga_2S_3 также исследовали в качестве тонких пленок [8, 9], при этом для осаждения использовали тлеющий микроволновый разряд [10], импульсное лазерное осаждение [11], химическое осаждение из газовой фазы [12], атомно-слоевое осаждение [13] и термическое испарение [14]. Следует отметить, что метод и условия осаждения существенно влияют на структурные, оптические и электрические свойства тонких пленок. Например, для пленок GaS , полученных осаждением из растворов и термическим испарением, энергия прямой запрещенной зоны составляла 2.76 эВ [15] и 2.55 эВ [16], соответственно, атомно-слоевым осаждением — 3.1–3.3 эВ [17], химическим осаждением с модулированным потоком — 3.2–3.6 эВ в зависимости от температуры подложки [18]. На сегодняшний день для получения пленок GaS_x чаще всего используют различные варианты “восходящих” методов осаждения из растворов [19] благодаря относительной простоте аппаратного оформления и доступности исходных веществ, при этом из водных растворов может быть получен только GaS ввиду большой склонности сульфида галлия (III) к гидролизу. В работе [20] описан синтез

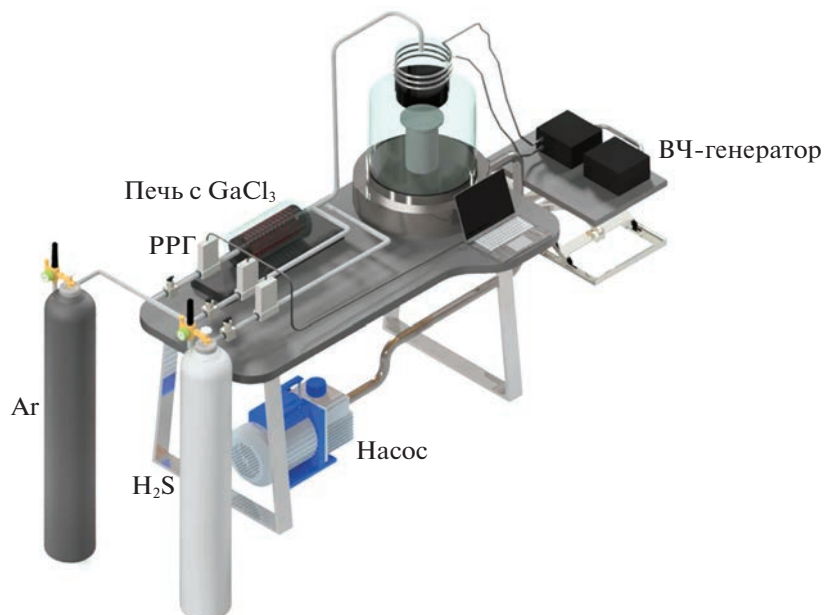


Рис. 1. Схема плазмохимической установки для синтеза тонких пленок GaS_x .

смешанных сульфидов галлия в неводных растворах при комнатной температуре, в результате были получены 3D-структуры, обладающие структурной люминесценцией. К недостаткам метода осаждения из растворов можно отнести, во-первых, загрязнение конечного продукта следами растворителя, при этом к чистоте самого растворителя должны предъявляться требования, как минимум аналогичные чистоте исходных веществ, что сразу ставит под сомнение экономическую целесообразность метода; во-вторых, загрязнение пленок в результате неполной конверсии исходных веществ, и, наконец, трудности получения сульфидов галлия с четко заданной стехиометрией, высокой степени структурной однородности и качеством поверхности. Варианты химического осаждения из газовой фазы (CVD) описаны, например, в работе [21] или, как вариант CVD, осаждение из газовой фазы распылением в вакууме (Aerosol-Assisted CVD) [22]. Атомно-слоевое осаждение (ALD) [23] также может быть использовано для получения пленок сульфида галлия, где в качестве прекурсоров использовали диметиламид галлия и H_2S . К недостаткам можно отнести токсичность самих прекурсоров и определенные неудобства работы с ними, их неполная конверсия и загрязнение конечных пленок продуктами полуреакций, а также получение конечных пленок неопределенной стехиометрии GaS_x . Недостатками CVD-методов являются неоднородность фазового состава осаждаемых пленок, ограниченность в получении структурных единиц определенного размера, загрязнение конечных пленок в результате непол-

ной конверсии прекурсоров, многостадийность и относительно высокая температура синтеза ($\sim 750^\circ\text{C}$), которая способствует поступлению примесей из материалов аппаратуры.

Цель данной работы — разработка метода получения тонких пленок сульфида галлия плазмохимическим осаждением из газовой фазы, при котором в качестве исходных веществ используются непосредственно высокочистые производные макрокомпонентов — GaCl_3 и H_2S , а в качестве инициатора химических превращений низкотемпературная неравновесная плазма ВЧ-разряда.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Схематическое изображение плазмохимической установки синтеза тонких пленок сульфида галлия приведено на рис. 1. Также принцип действия установки сообщался нами в работах [24–28]. Хлорид галлия (GaCl_3) и сероводород с чистой 4N использовали в качестве прекурсоров. GaCl_3 загружали в специальную термостатируемую емкость, изготовленную из высокочистого кварца и снабженную внешними резистивными нагревательными элементами и термопарами для контроля температуры.

Температура источника хлорида галлия составляла $20 \pm 1^\circ\text{C}$. Высокочистый аргон (99.999 об. %) использовали в качестве плазмообразующего газа, а также в качестве газа-носителя для переноса паров хлорида галлия в зону разряда, где и происходило взаимодействие GaCl_3 и

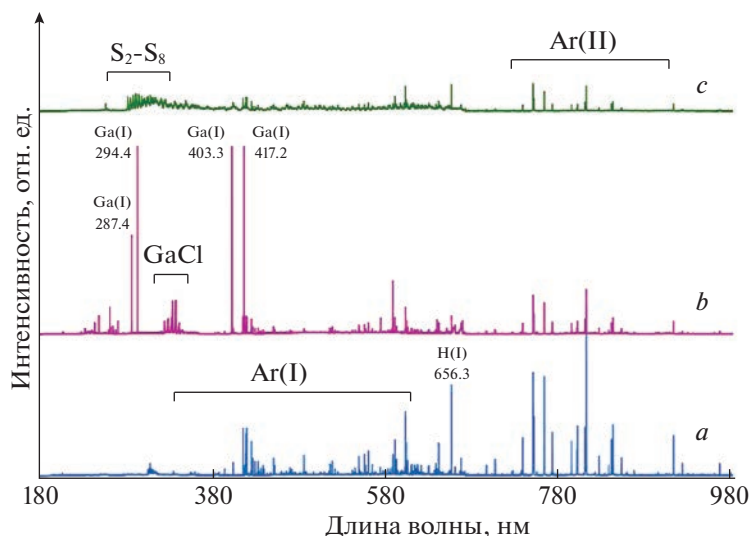


Рис. 2. Эмиссионные спектры плазмы смесей: *a* – Ar–H₂S, *b* – Ar–H₂–GaCl₃, *c* – Ar–H₂–GaCl₃–H₂S.

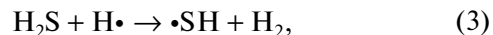
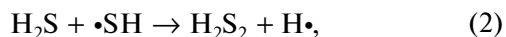
H₂S. Соотношение компонентов в газовой фазе варьировали, изменяя потоки реагентов с помощью регуляторов расхода газов. Плазменный разряд возбуждался четырехвитковым внешним ВЧ-индуктором, мощность генератора составляла 30–100 Вт. Общее давление в системе во время экспериментов поддерживали постоянным 0.01 Торр. Инициирование химических реакций между прекурсорами происходило за счет механизмов электронного удара/электронного прилипания в плазменном разряде, твердые продукты реакции осаждались на нагреваемую до 150°C подложку, выполненную из высокочистого ориентированного (001) полированного сапфира. Средняя толщина пленок, измеренная с помощью микроинтерферометра Линника МИИ-4М, составила ~300 нм.

Исследования неравновесной плазмы осуществляли методом оптической эмиссионной спектроскопии [29, 30] при помощи спектрометра AvaSpec-Mini4096CL (UV + VIS + NIR) (Avantes, Голландия) в диапазоне 180–1100 нм с разрешением 0.12 нм. Морфологическое состояние поверхности пленок сульфида галлия изучали методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) с использованием сканирующего зондового микроскопа SPM-9700 (Shimadzu, Япония) в контактном режиме с применением кремниевых кантилеверов с высоким аспектным отношением Etalon Premium PNA_NC (TipsNano, Эстония) с коэффициентом жесткости 3.5 Н/м и типичным радиусом острия не более 5 нм (гарантированно – не более 8 нм). Исследования методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и рентгеновского микроанализа выполняли на установке СЭМ JSM IT-300LV (JEOL) с энергодисперсионной приставкой X-MaxN 20 (Oxford Instruments).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

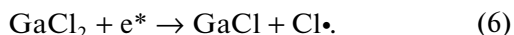
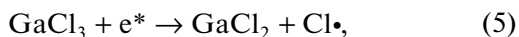
Оптическая эмиссионная диагностика плазмохимического процесса

Оптические эмиссионные спектры разряда индуктивно связанной плазмы низкого давления смесей Ar–H₂S, Ar–GaCl₃ и Ar–GaCl₃–H₂S при мощности генератора 50 Вт представлены на рис. 2. Спектр смеси Ar–H₂S (рис. 2а) состоит из линий, соответствующих возбужденным состояниям молекул S₂^{*} и H₂^{*} [31], эмиссионный спектр серы представлен двумя широкими молекулярными полосами в диапазонах 250–350 и 450–550 нм, а также линиями при 282.9, 290.1, 293.3, 336.9, 394.8, 419.3 и 447.8 нм; эмиссионные линии водорода, наиболее интенсивные из которых H_α 656.3, и H_β 486.1 нм, соответствуют серии Бальмера. Возможность образования димера S₂ в плазме сероводорода показана авторами работ [31, 32]:



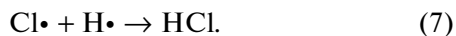
В спектре плазмы смеси Ar–GaCl₃ (рис. 2) возбужденные атомы галлия Ga(I) представлены интенсивными эмиссионными линиями при 287.4, 294.4, 403.3, 417.2 нм, а также группой менее интенсивных линий в области 225–272 нм [33, 34]. Кроме того, в спектре наблюдаются широкие полосы молекулярных фрагментов [GaCl]^{*} при 321.8, 325.5, 330.2, 334.6, 338.4, 341.8, 346.1 нм и слабоинтенсивные линии атомов хлора Cl(I) при 725.6, 741.4, 754.7 и 837.6 нм.

Появление в реакционной смеси некоторой равновесной концентрации молекулярных фрагментов GaCl можно объяснить, если предположить протекание следующих элементарных реакций электронного прилипания:

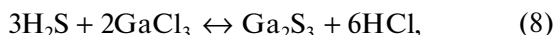


В результате этих элементарных стадий происходит накопление высоко реакционноспособных радикалов хлора и восстановление трехвалентного Ga^{+3} до двухвалентного Ga^{+2} и одновалентного Ga^+ . Полос молекулярного хлора в спектре этой смеси не обнаружено. Образования металлического галлия на стенках реактора вблизи зоны разряда также не наблюдалось, очевидно, вследствие интенсивного плазменного травления радикалами хлора и протекания конкурирующих процессов окисления-восстановления в разряде плазмы смеси Ar–GaCl₃.

Эмиссионный спектр смеси Ar–H₂S–GaCl₃ был изучен при мольном соотношении H₂S–GaCl₃ = 3 : 2 (рис. 2, с). Добавление к смеси Ar–GaCl₃ сероводорода сопровождается значительным уменьшением интенсивности линий атомов галлия. Широкие максимумы от молекул GaCl исчезают вследствие расходования монохлорида галлия в реакции с серой. Утилизация радикалов хлора происходит при взаимодействии их с радикалами водорода, полученными по уравнениям (1) и (2) с образованием HCl:



Можно предположить, что в наших условиях взаимодействие сероводорода с хлоридом галлия может протекать по суммарному уравнению реакции:



при этом в спектре наблюдается возрастание интенсивности полос α -серии Фулхера от молекул H₂ в области 600 нм [35]. Кроме того, только в присутствии сероводорода в смеси, в спектре плазмы наблюдается полоса при 257.1 нм, которая может быть отнесена к молекуле хлора Cl₂, наблюдению других полос этой молекулы при 307.4 и 380.3 нм мешают широкие полосы от молекулы S₂ в области 270–600 нм. Эмиссионные линии атомарных фрагментов серы в спектре плазмы в наших условиях не обнаружены. Таким образом, стабильные продукты химических превращений в плазме — сульфиды галлия в виде твердой фазы на подложке и стенках реактора и газообразные HCl, H₂ и Cl₂, которые в условиях динамического вакуума непрерывно удаляются из зоны разряда и замещаются прекурсорами, сдвигая равновесие реакции (8) вправо.

Было изучено влияние мощности, вкладываемой в плазменный разряд, в диапазоне мощности генератора 20–100 Вт смеси Ar–H₂S–GaCl₃ при мольном соотношении H₂S: GaCl₃ = 3 : 2. Результаты представлены на рис. 3. При увеличении мощности, вкладываемой в разряд плазмы, наблюдается возрастание интенсивности полос в области 270–370 нм от молекулярных фрагментов серы S₂–S₈ и линий атомов аргона. Линии атомов галлия Ga(I) при 287.4, 294.4, 403.3, 417.2 нм в присутствии серы слабоинтенсивные и наблюдаются лишь при малых значениях энерговклада (рис. 3, а) и при увеличении мощности генератора исчезают. Кроме того, возрастание мощности генератора сопровождается уменьшением интенсивности линий от молекул и атомов водорода. При увеличении мощности генератора до 100 Вт в спектре разряда плазмы появляется слабоинтенсивная линия при 779.3 нм от атомов Ga(II).

Таким образом, можно предположить, что при невысоких значениях мощности плазмы возможно образование как сульфидов галлия, так и сульфохлоридов в результате неполного замещения хлора. Увеличение мощности генератора приводит к более полному связыванию хлора в HCl и образованию GaS_x.

Элементный анализ

Были получены пленки различного состава в зависимости от условий осаждения. Состав пленок: Ga₄₄S₂₇Cl₂₉, Ga₃₄S₄₈Cl₁₈, Ga₁₅S₈₅ и Ga₃₃S₆₇ при мощности генератора 20, 50, 70 и 100 Вт соответственно. При использовании минимальной мощности плазмы 20 Вт сульфиды галлия содержали достаточно большое количество хлора — до 29 ± 2 ат. %. При увеличении мощности плазмы с 20 до 50 Вт содержание хлора падало в ~2 раза, но оставалось все еще высоким. Увеличение мощности плазмы до 70 Вт привело к отсутствию хлора в полученных пленках. Однако полученная пленка содержала избыток серы. В то же время при дальнейшем увеличении мощности плазмы до 100 Вт содержание серы падает, и стехиометрия пленки приближается к Ga₂S₃. Таким образом, более мощная плазма способствовала лучшей конверсии исходных веществ.

Структура пленок

На рис. 4 представлены рентгеновские дифрактограммы осажденных пленок. Пленки, содержащие хлор, а также пленка Ga₁₅S₈₅ рентгеноаморфны. Однако в случае пленки, полученной при максимальной мощности плазмы (Ga₃₃S₆₇), помимо широкого фона при низких углах от аморфной фазы отчетливо можно видеть рефлекс вблизи 49°, относящийся к плоскости

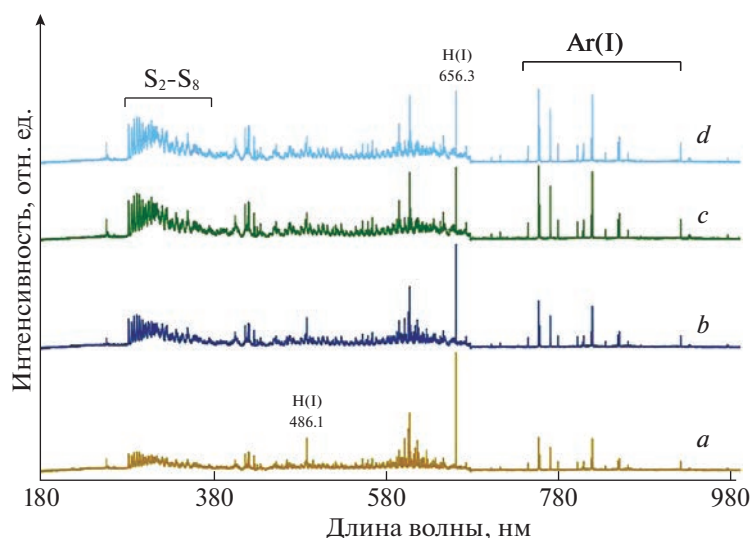


Рис. 3. Эмиссионные спектры разряда плазмы смеси $\text{Ar-H}_2\text{S-GaCl}_3$ при различной мощности генератора: a – 20, b – 40, c – 70, d – 100 Вт.

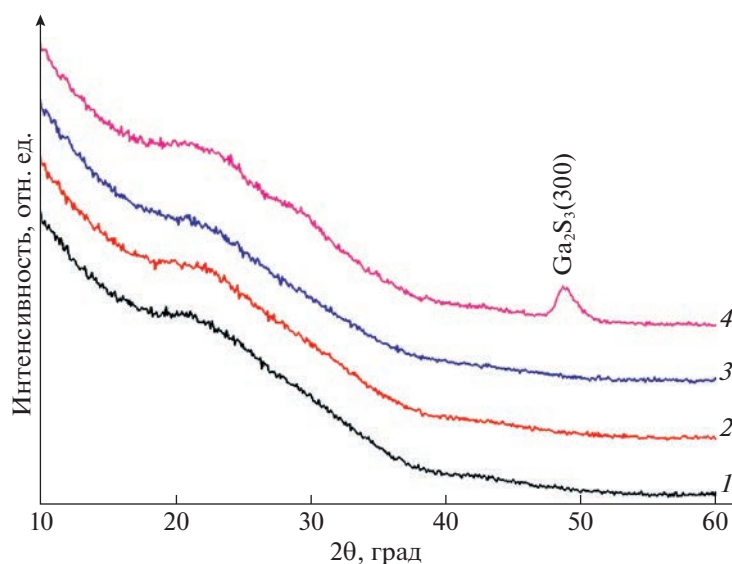


Рис. 4. Дифрактограмма пленок сульфида галлия различного состава: 1 – $\text{Ga}_{44}\text{S}_{27}\text{Cl}_{29}$, 2 – $\text{Ga}_{34}\text{S}_{48}\text{Cl}_{18}$, 3 – $\text{Ga}_{15}\text{S}_{85}$ и 4 – $\text{Ga}_{33}\text{S}_{67}$.

(300) гексагональной фазы $\beta\text{-Ga}_2\text{S}_3$ [COD 1530882]. Наблюдаемый дифракционный пик достаточно широкий, что указывает на дефектность и поликристалличность с малыми размерами доменов пленки. Наличие только одного рефлекса предполагает текстуру, ориентированную вдоль оси c , но не очень сильную, так как кривая качания составляет больше 10° . Из полученных дифрактограмм следует, что более мощная плазма способствует появлению кристаллической фазы сульфида галлия.

Морфология поверхности пленок

Нами была изучена взаимосвязь между морфологией пленок и параметрами их синтеза. На рис. 5 представлены снимки АСМ полученных пленок. Видно, что пленки, содержащие хлор, имеют относительно большую шероховатость (~ 5 нм). К тому же на изображении легко обнаружить островки по форме, близкой к кубической размером 270–320 нм. Увеличение мощности плазмы до 70 Вт способствует кардинальному изменению морфологии поверхности полученной пленки, которая уже содержит квазисферические

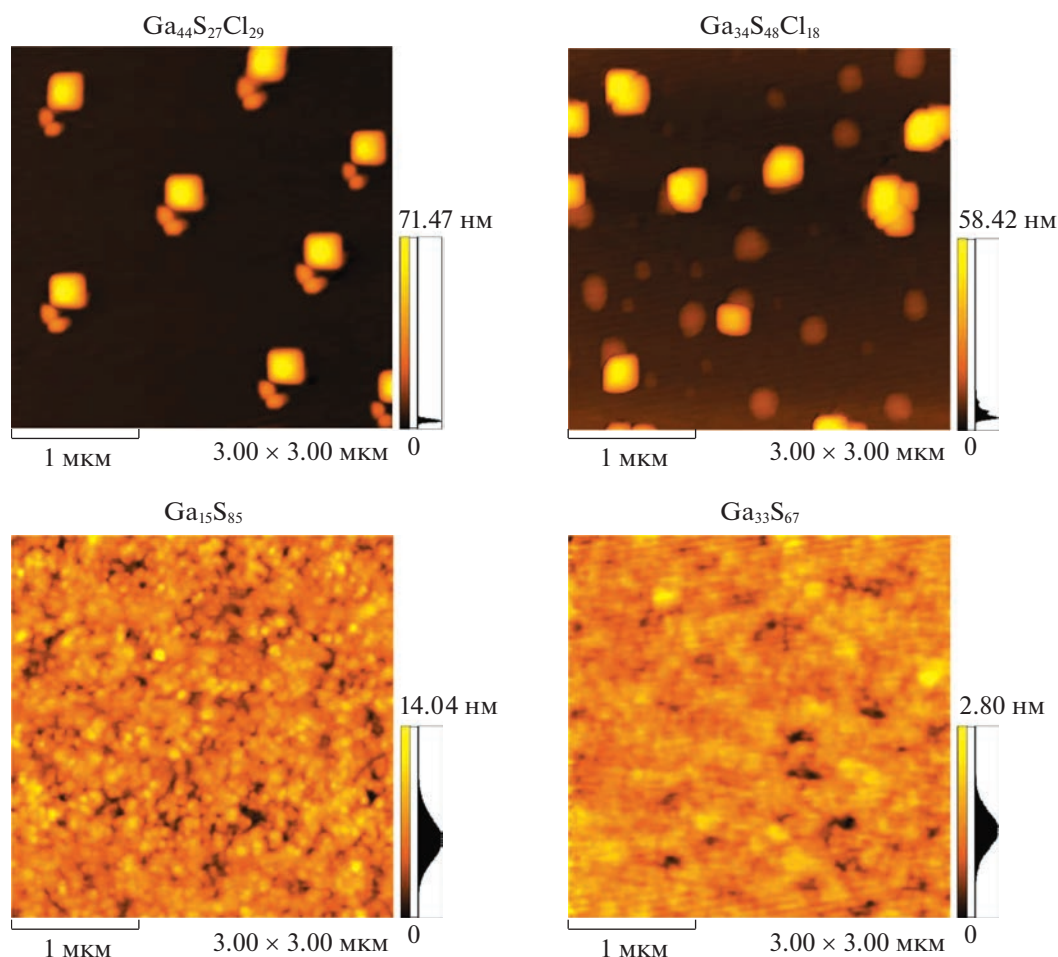


Рис. 5. АСМ-изображения пленок сульфида галлия различного состава.

зерна размером ~ 100 нм, а ее шероховатость падает до 1.75 нм. О подобной морфологии пленок сульфида галлия, содержащих сферические зерна сообщается в работах [13, 22]. При максимальной мощности плазмы 100 Вт полученная пленка с составом $\text{Ga}_{33}\text{S}_{67}$ имеет наименьшую шероховатость 0.23 нм, на которой трудно выделить какие-либо фрагменты. Предполагается, что уменьшение шероховатости поверхности с ростом мощности плазмы происходит из-за более интенсивного ионного травления поверхности, приводящего к удалению слабосвязанных фрагментов с поверхности. Таким образом, тип плазмообразующего газа и мощность плазмы играют важную роль в определении морфологии пленок сульфида галлия, включая размер и форму зерен.

Таким образом, показана возможность получения пленок сульфида галлия в условиях низкотемпературной неравновесной плазмы, где в качестве прекурсоров выступают хлорид галлия (III) и сероводород. Установлено, что последовательное увеличение мощности плазменного разряда при неизменности остальных параметров

процесса приводит к изменению соотношению макрокомпонентов в конечных пленках. При максимальной мощности плазмы достигается стехиометрия, близкая к Ga_2S_3 с образованием кристаллической фазы $\beta\text{-Ga}_2\text{S}_3$. Увеличение мощности плазмы приводит к уменьшению шероховатости поверхности пленки из-за одновременных процессов осаждения и ионного травления, вследствие удаления веществ, слабо связанных с поверхностью.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-20081, <https://rscf.ru/project/22-19-20081/>

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Basinski Z.S., Dove D.B., Mooser E. // *Helv. Phys. Acta*. 1961. V. 34. P. 373.
2. Zappia M.I., Bianca G., Bellani S. et al. // *J. Phys. Chem. C*. 2021. V. 125. № 22. P. 11857. <https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.1c03597>
3. Jones A.C., O'Brien P. // *CVD of Compound Semiconductors: Precursor Synthesis, Development and Appli-*

- cations. 1997. Ch. 1. Basic Concepts. P. 1.
<https://doi.org/10.1002/9783527614639.ch1>
4. *Attolini G., Negri M., Besagni T. et al.* // *Mater. Sci. Eng. B.* 2020. V. 261. P. 114623.
<https://doi.org/10.1016/j.mseb.2020.114623>
 5. *Goodyear J., Steigmann G.A.* // *Acta Cryst.* 1963. V. 16. P. 946.
<https://doi.org/10.1107/S0365110X63002565>
 6. *Harvey A., Backes C., Gholamvand Z. et al.* // *Chem. Mater.* 2015. V. 27. № 9. P. 3483.
<https://doi.org/10.1021/acs.chemmater.5b00910>
 7. *Hu P., Wang L., Yoon M. et al.* // *Nano Lett.* 2013. V. 13. № 4. P. 1649.
<https://doi.org/10.1021/nl400107k>
 8. *Huang W., Gan L., Li H. et al.* // *CrystEngComm.* 2016. V. 18. P. 3968.
<https://doi.org/10.1039/C5CE01986A>
 9. *Moez A.A.* // *J. Mater Sci: Mater Electron.* 2021. V. 32. P. 5668.
<https://doi.org/10.1007/s10854-021-05288-9>
 10. *Chen X., Hou X., Cao X. et al.* // *J. Cryst. Growth.* 1997. V. 173. № 1–2. P. 51.
[https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(96\)00808-1](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(96)00808-1)
 11. *Eriguchi K., Biao C., Das S. et al.* // *AIP Advances.* 2020. V. 10. № 10. P. 105215.
<https://doi.org/10.1063/5.0021938>
 12. *Lu Y., Chen J., Chen T. et al.* // *Adv. Mater.* 2020. V. 32. № 7. P. 1906958.
<https://doi.org/10.1002/adma.201906958>
 13. *Meng X., Libera J.A., Fister T.T. et al.* // *Chem. Mater.* 2014. V. 26. № 2. P. 1029.
<https://doi.org/10.1021/cm4031057>
 14. *Rao P., Kumar S., Sahoo N.K.* // *Mater. Chem. Phys.* 2015. V. 149–150. P. 164.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2014.10.002>
 15. *Ertap H., Baydar T., Yüksek M., Karabulut M.* // *Turk. J. Phys.* 2016. V. 40. № 3. P. 297.
<https://doi.org/10.3906/fiz-1604-14>
 16. *Micocci G., Rella R., Tepore A.* // *Thin Solid Films.* 1989. V. 172. № 2. P. 179.
[https://doi.org/10.1016/0040-6090\(89\)90647-0](https://doi.org/10.1016/0040-6090(89)90647-0)
 17. *Kuhs J., Hens Z., Detavernier C.* // *J. Vac. Sci. Technol. A.* 2019. V. 37. № 2. P. 020915.
<https://doi.org/10.1116/1.5079553>
 18. *Sanz C., Guillén C., Gutiérrez M.T.* // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2009. V. 42. № 8. P. 085108.
<https://doi.org/10.1088/0022-3727/42/8/085108>
 19. *Семенов В.Н., Лукин А.Н., Волков В.В., Остапенко О.В.* // *Вестник ТГУ.* 1999. Т. 4. Вып. 2. С. 234.
 20. *Zheng N., Bu X., Feng P.* // *J. Am. Chem. Soc.* 2003. V. 125. № 5. P. 1138.
<https://doi.org/10.1021/ja021274k>
 21. *Suh S., Hoffman D.M.* // *Chem. Mater.* 2000. V. 12. № 9. P. 2794.
<https://doi.org/10.1021/cm0003424>
 22. *Horley G.A., Lazell M.R., O'Brien P.* // *Chem. Vap. Depos.* 1999. V. 5. № 5. P. 203.
[https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1521-3862\(199910\)5:5%3C203::AID-CVDE203%3E3.0.CO;2-L](https://doi.org/10.1002/(SICI)1521-3862(199910)5:5%3C203::AID-CVDE203%3E3.0.CO;2-L)
 23. *Meng X., Libera J.A., Fister T.T. et al.* // *Chem. Mater.* 2014. V. 26. № 2. P. 1029.
<https://doi.org/10.1021/cm4031057>
 24. *Mochalov L., Logunov A., Kitnis A., Vorotyntsev V.* // *Plasma Chem. Plasma Process.* 2020. V. 40. № 1. P. 407.
<https://doi.org/10.1007/s11090-019-10035-4>
 25. *Vorotyntsev V.M., Malyshev V.M., Mochalov L.A. et al.* // *Sep. Purif. Technol.* 2018. V. 199. P. 214.
<https://doi.org/10.1016/j.seppur.2018.01.065>
 26. *Mochalov L.A., Kornev R.A., Churbanov M.F., Sennikov P.G.* // *J. Fluor. Chem.* 2016. V. 160. P. 48.
<https://doi.org/10.1016/j.jfluchem.2014.01.011>
 27. *Mochalov L.A., Kudryashov M.A., Logunov A.A. et al.* // *Plasma Chem. Plasma Process.* 2021. V. 41. № 6. P. 1661.
<https://doi.org/10.1007/s11090-021-10190-7>
 28. *Mochalov L.A., Churbanov M.F., Velmuzhov A.P. et al.* // *Opt. Mater.* 2015. V. 46. P. 310.
<https://doi.org/10.1016/j.optmat.2015.04.037>
 29. *Mochalov L., Logunov A., Gogova D. et al.* // *Opt. Quantum Electron.* 2020. V. 52. P. 510.
<https://doi.org/10.1007/s11082-020-02625-w>
 30. *Mochalov L., Logunov A., Kudryashov M. et al.* // *Opt. Mater. Express.* 2022. V. 12. № 4. P. 1741.
<https://doi.org/10.1364/OME.455345>
 31. *Vesel A., Kovac J., Primc G. et al.* // *Materials.* 2016. V. 9. № 2. P. 95.
<https://doi.org/10.3390/ma9020095>
 32. *Zhang Q.-Z., Wang W., Thille C., Bogaerts A.* // *Plasma Chem. Plasma Process.* 2020. V. 40. № 5. P. 1163.
<https://doi.org/10.1007/s11090-020-10100-3>
 33. *Shirai T., Reader J., Kramida A.E., Sugar J.* // *J. Phys. Chem. Ref. Data.* 2007. V. 36. № 2.
<https://doi.org/10.1063/1.2207144>
 34. *Thomas R.E., Burton R.L., Glumac N.G., Polzin K.A.* // 30th International Electric Propulsion Conference. September 17–20, 2007. Florence, Italy.
 35. *Шахатов В.А., Лебедев Ю.А., Lacoste A., Bechu S.* // *ТВТ.* 2016. Т. 54. Вып. 4. С. 491
<https://doi.org/10.7868/S0040364416040219>