

Снижение перколяционного порога плёнок Ag с использованием поверхностно-активного слоя ИТО

© Н.С. Парашчук¹, А.Э. Таирова¹, В.Д. Чхеидзе¹, К.А. Губина¹, Ю.Е. Бонюшкин^{1,2}, Д.Н. Чаусов¹

¹ Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук, Лаборатория фотоники и органической электроники, Москва, Россия

² Государственный университет просвещения, Москва, Россия

e-mail: parashchuk.ns@mail.ru

Поступила в редакцию 24.11.2025 г.

В окончательной редакции 13.01.2026 г.

Принята к публикации 03.06.2026 г.

Исследовано влияние поверхностно-активного слоя ИТО на перколяционный порог тонких металлических слоев Ag и эффективность электродов на их основе. Наблюдается смещение перколяционного порога Ag $53.3 \pm 0.1 \text{ \AA}$ до $37.9 \pm 0.1 \text{ \AA}$ при внедрении ИТО, что способствует получению ультратонких оптически прозрачных сплошных плёнок Ag. Установлена взаимосвязь микроструктурных, электрических и оптических характеристик Ag от смещения перколяционного перехода. Показано увеличение общей эффективности структур ИТО/Ag за счёт снижения поверхностного сопротивления и повышения среднего оптического пропускания, что указывает на перспективность данных структур для создания высокоэффективных прозрачных электродов.

Ключевые слова: тонкие плёнки, перколяционный переход, поверхности, структурные превращения, прозрачные электроды.

DOI: 10.61011/OS.2026.08.63708.12-26

Введение

Тонкоплёночные прозрачные электроды являются одним из ключевых компонентов оптоэлектронных тонкоплёночных устройств, среди которых помимо традиционных дисплеев на основе органических светодиодов [1–4] и солнечных панелей [5,6] можно выделить прозрачные нагреватели [7,8] и конденсаторы [9], оптоэлектронные антенны [10,11], носимые умные медицинские датчики [12,13] и всевозможные сенсоры [12]. Среди множества типов прозрачных электродов наиболее универсальными можно считать ультратонкие металлические плёнки [14] благодаря крайне высокой концентрации носителей зарядов $\sim 10^{22} \text{ см}^{-3}$, сохраняющейся даже при сверхмалых толщинах и, как следствие, крайне высокой удельной электропроводности $\sim 10^5 \text{ S} \cdot \text{см}^{-1}$ [15]. Кроме того, тонкие металлические плёнки демонстрируют равномерный спектр пропускания в видимой и инфракрасной областях спектра [16] и обладают выдающейся механической стабильностью при растяжении и изгибе, что открывает широкие возможности для их использования в гибкой электронике [15].

Тем не менее, ультратонкие металлические электроды объединены фундаментальной проблемой островкового роста плёнок согласно механизму Вольмера–Вебера [17]. В соответствии с данным механизмом, атомы металла, осаждаемые на подложку, сначала образуют отдельные изолированные нанокластеры, также называемые зародышами. По мере увеличения толщины плёнки нанокластеры увеличиваются в размерах, сливаются и, наконец,

образуют сплошную плёнку только после достижения определённой пороговой толщины известной как перколяционный порог [18]. Соответственно, до достижения этого порога электропроводность плёнки крайне низка и имеет экспоненциальную зависимость от толщины, а после — приобретает линейный характер [18]. К тому же плёнки с толщиной ниже перколяционного порога обладают высокой шероховатостью, что приводит к сильному рассеянию света и возбуждению поверхностных плазмон-поляритонов, а также к интенсивному рассеянию электронов проводимости на границах многочисленных зёрен и островков, что ухудшает электропроводность плёнки [19]. После наступления перколяционного порога и, соответственно, формирования сплошной токопроводящей структуры, металлические плёнки теряют значительную степень прозрачности и перестают отвечать требованиям современной микроэлектронной промышленности. В результате ключевой задачей в разработке ультратонких металлических прозрачных электродов является подавление островковой стадии роста путём снижения перколяционного порога для получения сплошной, гладкой и электропроводящей плёнки при минимально возможной толщине, т.е. переход от трехмерного к двумерному росту металлических плёнок [20].

Таким образом, целью работы является снижение перколяционного порога Ag с использованием поверхностно-активного слоя ИТО и, как следствие, увеличение общей эффективности металлических прозрачных электродов.

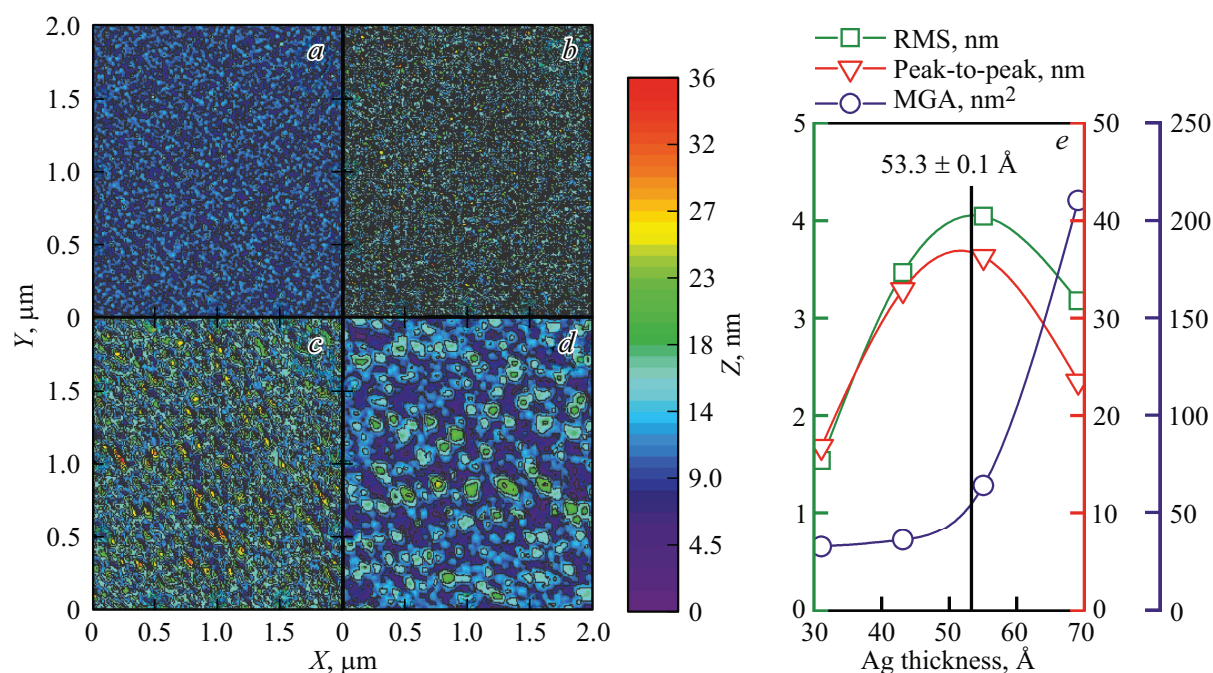


Рис. 1. *a)* Поверхности плёнок Ag при толщинах $31 \pm 0.1 \text{ \AA}$ (1), $43 \pm 0.1 \text{ \AA}$ (2), $55 \pm 0.1 \text{ \AA}$ (3), $69 \pm 0.1 \text{ \AA}$ (4); *b)* зависимость среднеквадратичной шероховатости поверхности *RMS*, амплитуды „Peak-to-Peak“ и средней площади зёрен *MGA* от толщины Ag в однослойных структурах.

Материалы и методы

В качестве подложек были использованы дисплейные стёкла Corning Glass $25 \times 25 \times 1.1 \text{ mm}$. Они отмывались высокочистым изопропиловым спиртом в ультразвуковой ванне и затем обрабатывались в воздушной плазме. Крепление подложек осуществлялось с применением системы масок для вакуумного напыления толщиной $250 \text{ }\mu\text{m}$.

Контроль толщины образцов в процессе напыления осуществлялся с помощью кварцевых толщиномеров Inficon с резонансной частотой 6 MHz и разрешением $0.1 \text{ \AA}$ для учёта динамики напыления. Калибровка толщиномеров производилась с помощью спектрального эллипсометра Elli-SE, контактного (стилусного) профилометра AMBIOS XP-200. Исследование микроструктурных свойств образцов осуществлялось с применением атомно-силового микроскопа NTEGRA PRIMA в полуконтактном режиме с последующей обработкой в Gwyddion 2.62v и рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Discover A25 DaVinci Design с $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 0.154 \text{ nm}$) излучателем.

Напыление Ag осуществлялось с применением метода резистивного (термического) испарения из Мо-лодочки со скоростью $0.1 \text{ \AA/s}$ при остаточном давлении $6 \text{ }\mu\text{Torr}$ и давлении $11 \text{ }\mu\text{Torr}$ во время напыления, расстояние от испарителя до подложек составляло 45 cm . Напыление ИТО осуществлялось методом RF-магнетронного напыления из оксидированной мишени $\text{In}_2\text{O}_3:\text{SnO}_2$ (90 : 10)

размерами $75 \times 6 \text{ mm}$ при мощности 80 W в атмосфере Ar при давлении $4 \text{ }\mu\text{Torr}$, расстояние от мишени до подложек составляло 10 cm .

Исследование поверхностного сопротивления R_{sheet} осуществлялось с применением четырёхконтактного зонда JG ST2258C, погрешность измерений которого составляет $\sim 0.5 \%$ в диапазонах сопротивлений $50 \text{ m}\Omega/\text{sq} - 1 \text{ M}\Omega/\text{sq}$. Для исследования спектров оптического пропускания T , отражения R и поглощения A , а также их усреднённых значений T_{mean} , R_{mean} , A_{mean} в диапазоне длин волн ($400 - 700 \text{ nm}$) без вычета вклада подложки был использован двухлучевой спектрофотометр Cintra 4040 с шириной щели 2 nm , а также с точностью установки длины волны 0.96 nm в диапазоне $190 - 900 \text{ nm}$.

Эффективность прозрачных электродов оценивалась с помощью расчётного оценочного параметра FoM [21]:

$$FoM = \frac{T_{\text{mean}}}{\sqrt[10]{R_{\text{sheet}}}}. \quad (1)$$

Результаты и обсуждение

Начальным этапом наших исследований являлось фундаментальное изучение процессов формирования однослойных плёнок Ag. В соответствии с этим была синтезирована серия однослойных образцов Ag с варьируемой толщиной, а для визуализации и количественного анализа поверхностных свойств полученных

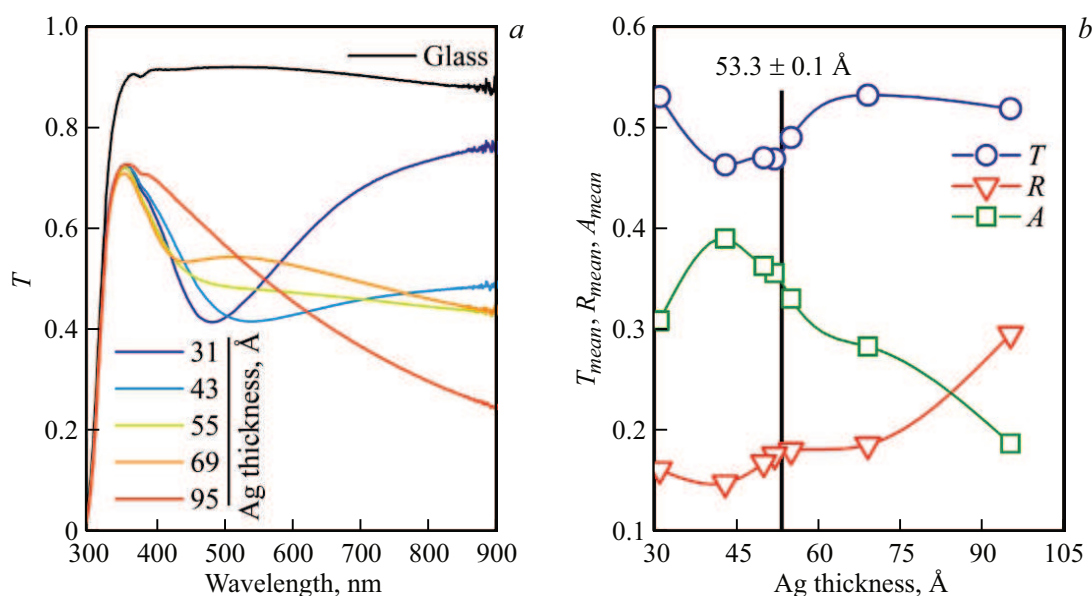


Рис. 2. Спектры пропускания слоёв Ag при различной толщине (a), зависимость усреднённых по спектру пропускания T_{mean} , отражения R_{mean} и поглощения A_{mean} от толщины слоя Ag (b) в однослойных структурах.

пленок применена атомно-силовая микроскопия. В результате анализа микроструктур поверхностей (рис. 1, a) установлен нелинейный характер зависимости амплитуды рельефа „Peak-to-Peak“ (рис. 1, b) от толщины Ag, что указывает на наличие перколяционного перехода.

На основе более детального анализа поверхностей плёнок (рис. 1, a), были рассчитаны среднеквадратичная шероховатость поверхности RMS и средняя площадь зерен MGA (рис. 1, b) и установлена корреляция этих параметров. Так, экстремум зависимости RMS от толщины Ag наблюдается при толщине пленки Ag $53.3 \pm 0.1 \text{ \AA}$, что точно совпадает с точкой начала резкого скачкообразного увеличения средней площади зерен. Данное совпадение критических толщин подтверждает, что максимальная шероховатость поверхности достигается в момент, когда островки достигают своих предельных размеров перед началом интенсивной коалесценции. Последующий процесс слияния островков и заполнения пустот, несмотря на увеличение размера зерен, приводит к снижению общей шероховатости пленки благодаря заполнению „пустот“ между островками.

Таким образом, полученные рельефы поверхностей (рис. 1, a) наглядно демонстрируют, что на стадии, предшествующей достижению перколяционного порога (рис. 1, a, поля 1, 2), поверхность характеризуется чрезвычайной неоднородностью и высокой шероховатостью, обусловленной наличием изолированных островков. После качественного изменения механизма роста плёнки (рис. 1, a, поле 3) происходит заполнение пустот, что при увеличении толщины приводит к формированию сплошной плёнки с уменьшенной шероховатостью и увеличенными зёрнами (рис. 1, a, поле 4).

Изменение механизма роста плёнок Ag после наступления перколяционного порога отразилось и на оптических свойствах данных структур. До наступления перколяционного перехода $53.3 \pm 0.1 \text{ \AA}$ в структурах Ag наблюдается характерный резонансный максимум поглощения в видимой области, вызванный возбуждением локализованных поверхностных плазмонов на отдельных островках [22] (рис. 2, a). Вблизи перколяционного перехода плазмонный пик уширяется и подавляется, а спектральная зависимость пропускания становится менее выраженной. После наступления перколяционного порога плёнки Ag показывают резкое увеличение отражательной способности, характерной для металлических структур и, соответственно, сплошных слоёв Ag (рис. 2, b, R_{mean}).

После детектирования перколяционного порога в однослойных Ag структурах нами была предпринята попытка его снижения с помощью внедрения поверхностно-активного слоя ИТО. Так, нами были синтезированы структуры ИТО (650 Å)/Ag с постоянной толщиной аморфного слоя ИТО (рис. 3), формирование которого обусловлено совокупностью использования малых мощностей напыления в совокупности с отсутствием O_2 во время напыления [23] и варьруемой толщиной Ag.

В результате исследования оптических свойств структур ИТО/Ag (рис. 4, a, T) обнаружено смещение перколяционного перехода Ag с $53.3 \pm 0.1 \text{ \AA}$ до $37.9 \pm 0.1 \text{ \AA}$ (рис. 4, b, T_{mean}). К тому же за счёт оптимизированных толщины и показателя преломления ИТО повышается общее оптическое пропускание структур (рис. 4, b, T_{mean}). Наблюдаемая нелинейность в изменении пропускания и поглощения пленок ИТО/Ag в зависимости от их толщи-

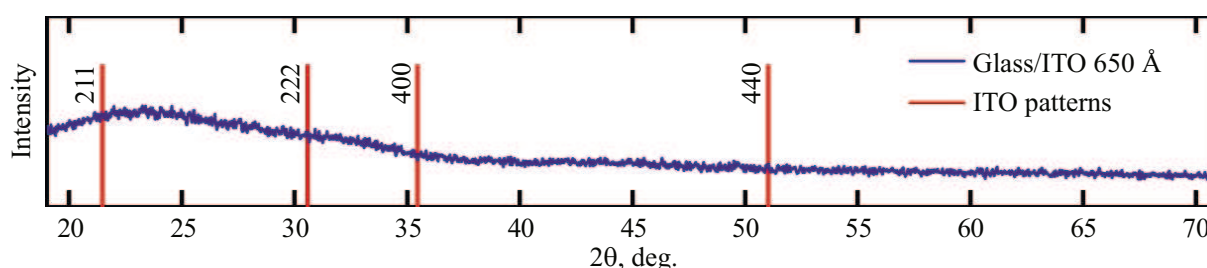
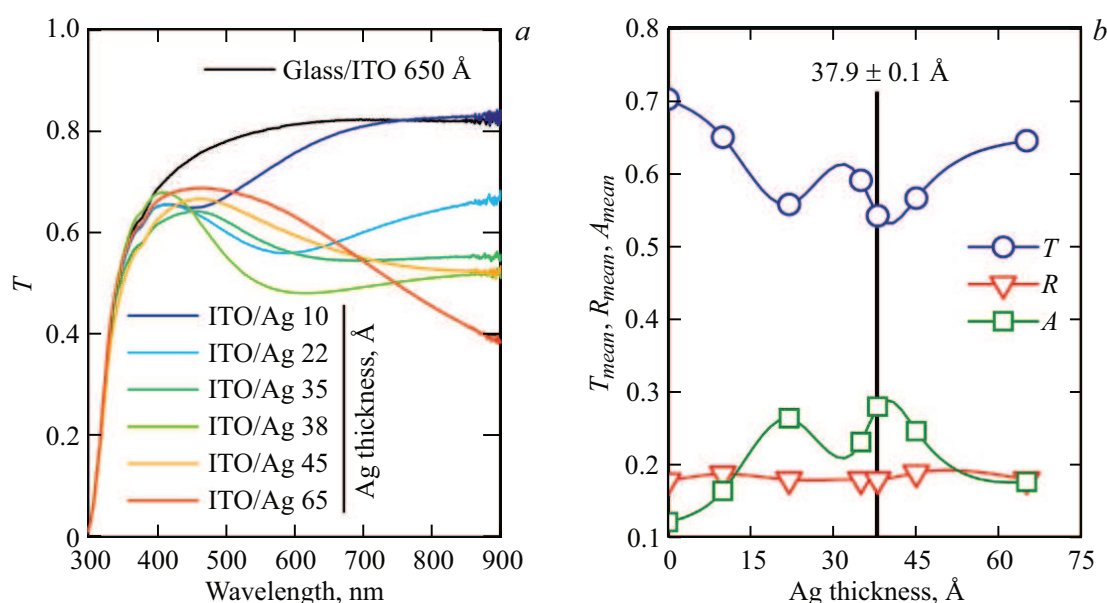


Рис. 3. Результаты рентгенодифракционного анализа структуры ИТО.

Рис. 4. Зависимости спектров оптического пропускания T от толщины Ag (a), усреднённых пропускания T_{mean} , отражения R_{mean} и поглощения A_{mean} от толщины Ag (b) в структурах ИТО/Ag.

ны (рис. 4, b) объясняется интерференцией света. Рост толщины серебряного слоя меняет оптическую толщину всей системы, вызывая смещение интерференционных экстремумов, что наглядно иллюстрируется на рис. 4, a, где спектры пропускания представлены в более широком спектральном интервале.

Так как в силу разности используемых толщин ИТО и Ag, $RMS_{ITO} \gg RMS_{Ag}$, то для определения перколяционного порога Ag в структурах ИТО/Ag на основе микроструктурных свойств нами был применен четырехконтактный метод Кельвина для измерения поверхностных сопротивлений R_{sheet} образцов (рис. 5, a). Результаты данного исследования подтвердили смещение перколяционного порога Ag с $53.3 \pm 0.1 \text{ Å}$ до $37.9 \pm 0.1 \text{ Å}$ при добавлении поверхностно-активного слоя ИТО. Кроме того, за счёт совокупности факторов, включающих повышение среднего оптического пропускания (рис. 2, b, рис. 4, b) и уменьшение R_{sheet} (рис. 5, a), общая эффективность электродов FoM (1) также увеличена на 28 % при использовании структур ИТО/Ag относительно Ag (рис. 5, b).

Заключение

Проведённые исследования демонстрируют эффективность метода внедрения ИТО в качестве поверхностно-активного слоя для снижения перколяционного порога Ag, что подтверждается сдвигом перколяционного порога Ag с $53.3 \pm 0.1 \text{ Å}$ для однослойного Ag до $37.9 \pm 0.1 \text{ Å}$ для структуры ИТО/Ag, а также косвенно данными о сглаживании рельефа поверхности и снижении паразитного оптического поглощения на зёрнах Ag вследствие изменения показателей преломления и экстинкции [24]. Управление процессом роста Ag посредством использования поверхностно-активных слоёв позволяет не только снизить перколяционный порог Ag, но и оказать комплексное влияние на функциональные характеристики прозрачных электродов. Это выражается в повышении общей эффективности FoM структур ИТО/Ag на 28 % в сравнении с однослойными Ag ($0.533 (\Omega/\text{sq})^{-0.1}$ против $0.415 (\Omega/\text{sq})^{-0.1}$) за счёт одновременного снижения поверхностного сопротивления R_{sheet} и повышения оптического пропускания, показы-

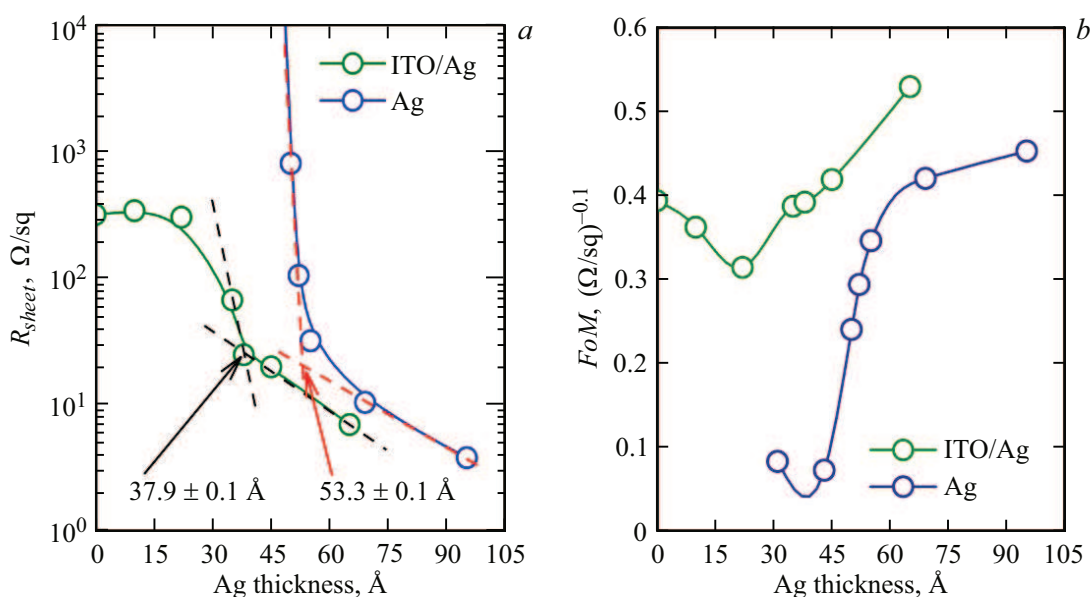


Рис. 5. Зависимости поверхностного сопротивления R_{sheet} (a) и эффективности электродов (b) от толщины слоя Ag для структур Ag и ITO/Ag.

вая перспективность использования поверхностно-активных слоёв.

Финансирование работы

Выполнено за счет средств государственного задания FFWF-2025-0003 „Гибридные интегрированные металло-оксидные и полимерные структуры для улучшения токопроводящих и инкапсулирующих свойств органических оптоэлектронных систем“.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] N. Sun, C. Jiang, Q. Li, D. Tan, S. Bi, J. Song. Journal of Materials Science: Materials in Electronics, **31** (23), 20688 (2020). DOI: 10.1007/s10854-020-04652-5
- [2] Y.F. Liu, J. Feng, Y.G. Bi, D. Yin, H.B. Sun. Advanced Materials Technologies, **4** (1), 1800371 (2019). DOI: 10.1002/admt.201800371
- [3] A. Salehi, X. Fu, D.H. Shin, F. So. Advanced Functional Materials, **29** (15), 1808803 (2019). DOI: 10.1002/adfm.201808803
- [4] D.N. Chaусов, A.D. Kurilov, N.S. Parashchuk, A.V. Nuriev, A.A. Morozov, A.D. Bozhko, V.S. Zhurkin, A.V. Kazak, S.A. Stakharniy. Applied Surface Science, **711**, 163954 (2025). DOI: 10.1016/j.apsusc.2025.163954
- [5] Z. Hu, J. Wang, X. Ma, J. Gao, C. Xu, K. Yang, Z. Wang, J. Zhang, F. Zhang. Nano Energy, **78**, 105376 (2020). DOI: 10.1016/j.nanoen.2020.105376
- [6] X. Li, P. Li, Z. Wu, D. Luo, H.Y. Yu, Z.H. Lu. Materials Reports: Energy, **1** (1), 100001 (2021). DOI: 10.1016/j.matre.2020.09.001
- [7] D.T. Papanastasiou, A. Schultheiss, D. Muñoz-Rojas, C. Celle, A. Carella, J.P. Simonato, D. Bellet. Advanced Functional Materials, **30** (21), 1910225 (2020). DOI: 10.1002/adfm.201910225
- [8] D. Lee, G. Bang, M. Byun, D. Choi. Thin Solid Films, **697**, 137835 (2020). DOI: 10.1016/j.tsf.2020.137835
- [9] T. Cheng, X.L. Yang, S. Yang, L. Li, Z.T. Liu, J. Qu, C.F. Meng, X.C. Li, Y.Z. Zhang, W.Y. Lai. Advanced Functional Materials, **33** (5), 2210997 (2023). DOI: 10.1002/adfm.202210997
- [10] J.W. Kim, J.I. Oh, K.S. Kim, J.W. Yu, K.J. Jung, I.-N. Cho. IEEE Access, **9**, 165385 (2021). DOI: 10.1109/ACCESS.2021.3131868
- [11] K.K. So, B.-J. Chen, C.H. Chan. IEEE Access, **8**, 207024 (2020). DOI: 10.1109/ACCESS.2020.3037900
- [12] P. Bing, J. Zhao, Q. Liu, X. Yi, Z. Li, H. Zhang, Z. Chen, J. Xu. The European Physical Journal D, **77** (4), 68 (2023). DOI: 10.1140/epjd/s10053-023-00655-z
- [13] N.S. Ridhuan, N. Mohamad Nor, K. Abdul Razak, Z. Lockman, N.D. Zakaria. Journal of Solid State Electrochemistry, **25** (3), 1065 (2021). DOI: 10.1007/s10008-020-04884-9
- [14] Н.С. Парашук, А.Д. Курилов, Ю.Е. Бонюшкин, С.А. Стахарный, А.В. Нуриев, А.А. Морозов, Д.Н. Чаусов. Инфокоммуникационные и радиоэлектронные технологии, **8** (1), 16 (2025). DOI: 10.21227/gfdj-8628
- [15] V.H. Nguyen, D.T. Papanastasiou, J. Resende, L. Bardet, T. Sanniccolo, C. Jiménez, D. Muñoz-Rojas, N.D. Nguyen, D. Bellet. Small, **18** (19), 2106006 (2022). DOI: 10.1002/sml.202106006
- [16] D.S. Ghosh, L. Martinez, S. Giurgola, P. Vergani, V. Pruneri. Optics letters, **34** (3), 325 (2009). DOI: 10.1364/OL.34.000325

- [17] Y.G. Bi, Y.F. Liu, X.L. Zhang, D. Yin, W. Wang, J. Feng, H. Sun. *Advanced Optical Materials*, **7** (6), 1800778 (2019). DOI: 10.1002/adom.201800778
- [18] Y.B. Park, C. Jeong, L.J. Guo. *Advanced Electronic Materials*, **8** (3), 2100970 (2022). DOI: 10.1002/aelm.202100970
- [19] X. Yang, P. Gao, Z. Yang, J. Zhu, F. Huang, J. Ye. *Scientific Reports*, **7** (1), 44576 (2017). DOI: 10.1038/srep44576
- [20] J. Yun. *Advanced Functional Materials*, **27** (18), 1606641 (2017). DOI: 10.1002/adfm.201606641
- [21] A. Anand, M.M. Islam, R. Meitzner, U.S. Schubert, H. Hoppe. *Advanced Energy Materials*, **11** (26), 2100875 (2021). DOI: 10.1002/aenm.202100875
- [22] S. Norrman, T. Andersson, C.G. Granqvist, O. Hunderi. *Phys. Rev. B*, **18** (2), 674 (1978). DOI: 10.1103/PhysRevB.18.674
- [23] V. Malathy, S. Sivaranjani, V.S. Vidhya, J.J. Prince, T. Balasubramanian, C. Sanjeeviraja, M. Jayachandran. *Journal of Non-Crystalline Solids*, **355** (28-30), 1508 (2009). DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2009.04.043
- [24] J. Gong, R. Dai, Z. Wang, Z. Zhang. *Scientific reports*, **5** (1), 9279 (2015). DOI: 10.1038/srep09279