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

© Н.С. Паращук[1], А.Э. Таирова[1], В.Д. Чхеидзе[1], К.А. Губина[1], Ю.Е. Бонюшкин[1,2], Д.Н. Чаусов[1]

[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 ITO на перколяционный порог тонких металлических слоев Ag и эффективность электродов на их основе. Наблюдается смещение перколяционного порога Ag 53.3 ± 0.1 Å до 37.9 ± 0.1 Å при внедрении ITO, 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 ITO/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 $\sim 10^{22}\,\mathrm{cm}^{-3}$, сохраняющейся даже при сверхмалых толщинах и, как следствие, крайне высокой удельной электропроводности $\sim 10^5\,\mathrm{S}\cdot\mathrm{cm}^{-1}$ [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 называемыми 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 ITO и, как следствие, увеличение общей эффективности металлических прозрачных электродов.

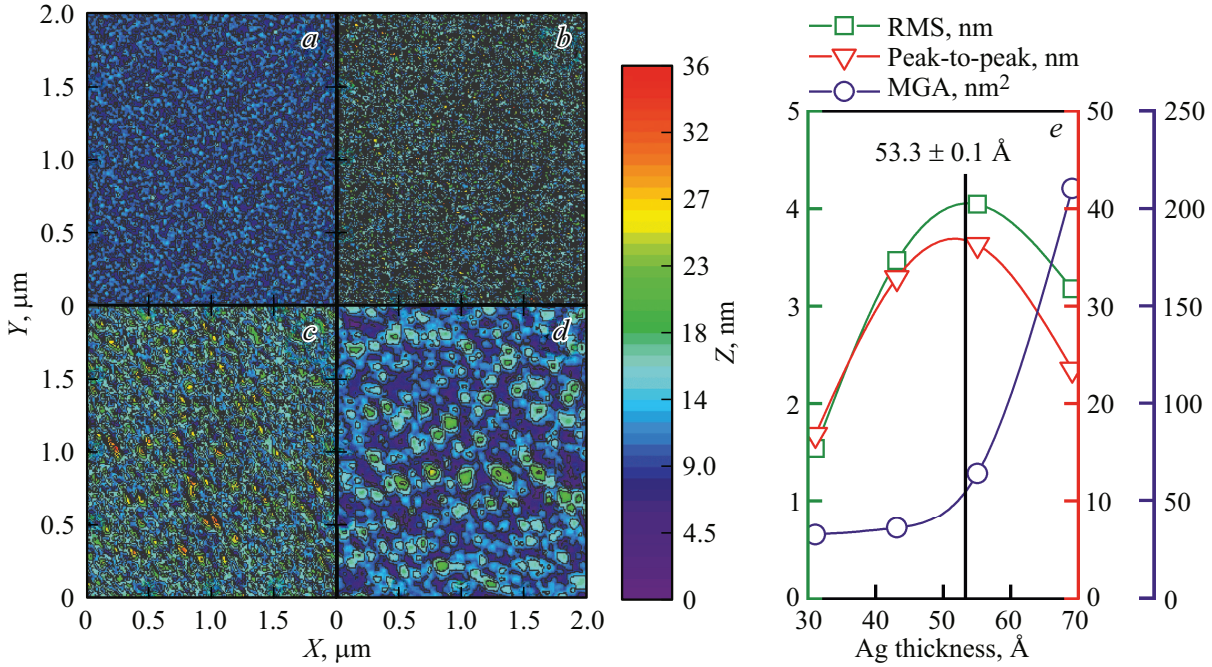

Рис. 1. *a)* Поверхности плёнок Ag при толщинах 31 Å±0.1Å (*1*), 43 ± 0.1 Å (*2*), 55 ± 0.1 Å (*3*), 69 ± 0.1 Å (*4*); *b)* зависимость среднеквадратичной шероховатости поверхности *RMS*, амплитуды *„Peak-to-Peak"* и средней площади зёрен *MGA* от толщины Ag в однослойных структурах.

Материалы и методы

В качестве подложек были использованы дисплейные стёкла Corning Glass $25 \times 25 \times 1.1$ 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 μm.

Контроль толщины образцов в процессе напыления осуществлялся с помощью кварцевых толщиномеров Inficon с резонансной частотой 6 MHz и разрешением 0.1 Å 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 CuKα ($\lambda = 0.154$ nm) излучателем.

Напыление Ag осуществлялось с применением метода резистивного (термического) испарения из Mo-лодочки со скоростью 0.1 Å/s при остаточном давлении 6 μTorr и давлении 11 μTorr во время напыления, расстояние от испарителя до подложек составляло 45 cm. Напыление ITO осуществлялось методом RF-магнетронного напыления из оксидированной мишени In_2O_3:SnO_2 (90 : 10) размерами 75×6 mm при мощности 80 W в атмосфере Ar при давлении 4 μTorr, 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 mΩ/sq−1 MΩ/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 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 nm.

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

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

Результаты и обсуждение

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

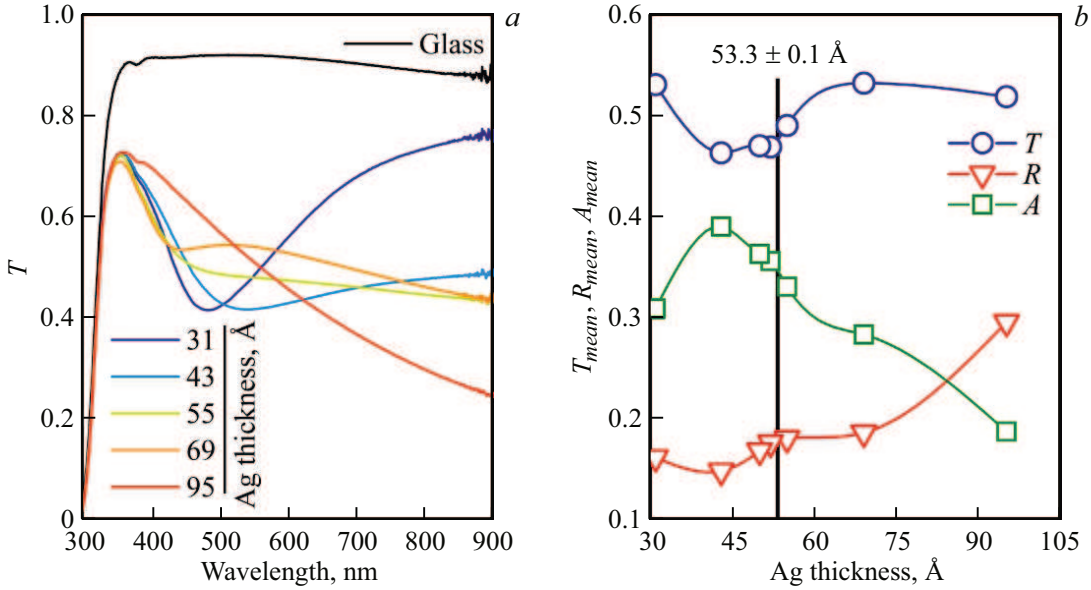

Рис. 2. Спектры пропускания слоёв Ag при различной толщине (a), зависимость усреднённых по спектру пропускания T_{mean}, отражения R_{mean} и поглощения A_{mean} от толщины слоя Ag (b) в однослойных структурах.

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 ± 0.1 Å, 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 ± 0.1 Å 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 ITO. Так, нами были синтезированы структуры ITO (650 Å)/Ag с постоянной толщиной аморфного слоя ITO (рис. 3), формирование которого обусловлено совокупностью использования малых мощностей напыления в совокупности с отсутствием O_2 во время напыления [23] и варьируемой толщиной Ag.

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

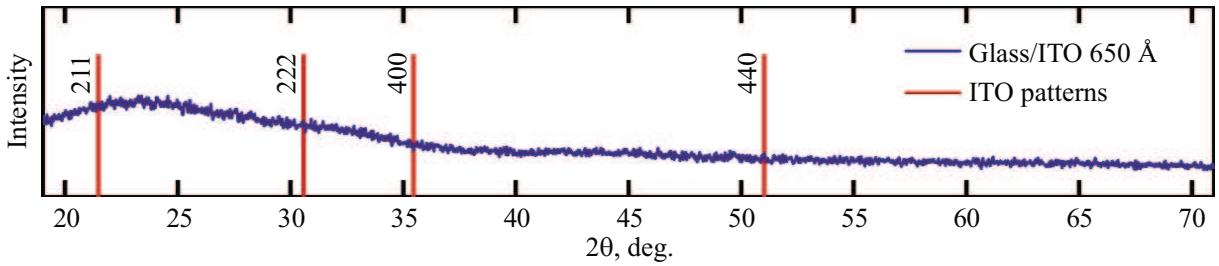

Рис. 3. Результаты рентгенодифракционного анализа структуры ITO.

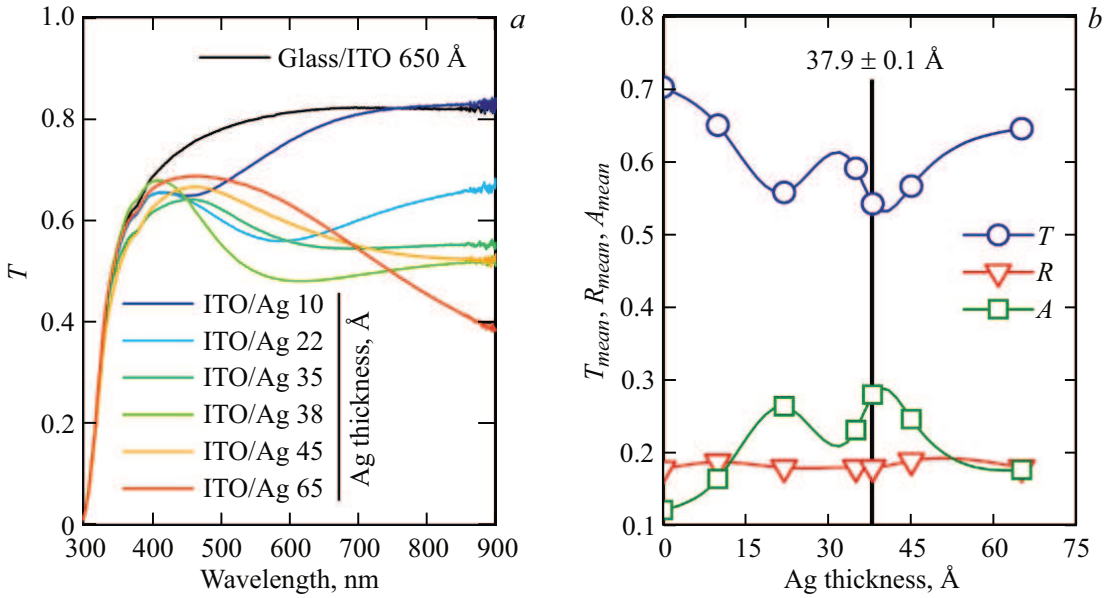

Рис. 4. Зависимости спектров оптического пропускания T от толщины Ag (a), усреднённых пропускания T_{mean}, отражения R_{mean} и поглощения A_{mean} от толщины Ag (b) в структурах ITO/Ag.

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 ITO и Ag, $RMS_{ITO} \gg RMS_{Ag}$, то для определения перколяционного порога Ag в структурах ITO/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 ± 0.1 Å до 37.9 ± 0.1 Å при добавлении поверхностно-активного слоя ITO. 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 ITO/Ag относительно Ag (рис. 5, b).

Заключение

Проведённые исследования демонстрируют эффективность метода внедрения ITO в качестве поверхностно-активного слоя для снижения перколяционного порога Ag, что подтверждается сдвигом перколяционного порога Ag с 53.3 ± 0.1 Å для однослойного Ag до 37.9 ± 0.1 Å для структуры ITO/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 ITO/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 единовременного снижения поверхностного сопротивления R_{sheet} и повышения оптического пропускания, показы-

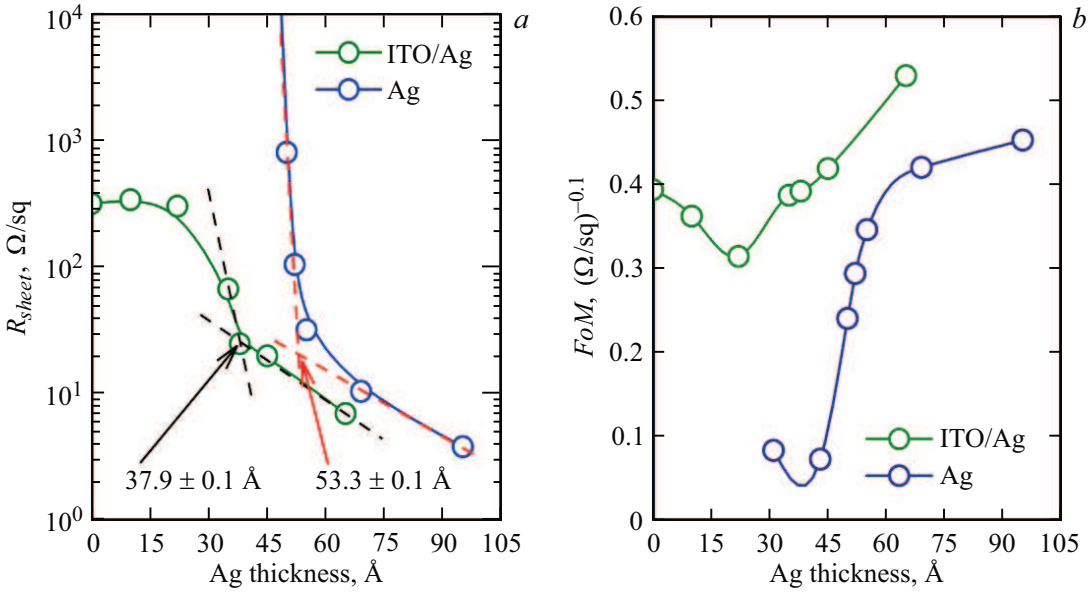

Рис. 5. Зависимости поверхностного сопротивления R_{sheet} (a) и эффективности электродов (b) от толщины слоя Ag для структур Ag и ITO/Ag.

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. Chausov, 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. Паращук, 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. Sannicolo, C. Jiménez, D. Muñoz-Rojas, N.D. Nguyen, D. Bellet. Small, **18** (19), 2106006 (2022). DOI: 10.1002/smll.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