

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА НЕОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

УДК 546+546.74+546.77

ФОРМИРОВАНИЕ АНИЗОТРОПНЫХ НАНОСТРУКТУР NiMoO_4 В ГИДРОТЕРМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

© 2021 г. Т. Л. Симоненко^{a, *}, В. А. Бочарова^{a, b}, Н. П. Симоненко^a,
Е. П. Симоненко^a, В. Г. Севастьянов^a, Н. Т. Кузнецов^a

^aИнститут общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, Ленинский пр-т, 31, Москва, 119991 Россия

^bРоссийский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева (государственный университет),
Миусская пл., 9, Москва, 125047 Россия

*e-mail: egorova.offver@gmail.com

Поступила в редакцию 09.07.2021 г.

После доработки 02.08.2021 г.

Принята к публикации 04.08.2021 г.

С применением гидротермального метода изучен процесс синтеза иерархически организованных наноструктур состава NiMoO_4 . С использованием синхронного термического анализа исследовано разложение образующегося в ходе синтеза кристаллического гидрата состава $\text{NiMoO}_4 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ при нагревании в токе воздуха и аргона. По данным рентгенофазового анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, предложенные условия дают возможность синтезировать однофазный наноразмерный (средний размер ОКР около 25 ± 2 нм) молибдат никеля(II), обладающий моноклинной структурой типа шпинели (пр. гр. $C2/m$), без примесных включений.

Ключевые слова: гидротермальный синтез, нанопорошок, иерархические структуры, анизотропные структуры, молибдат никеля, шпинель, NiMoO_4 , суперконденсатор

DOI: 10.31857/S0044457X21120163

ВВЕДЕНИЕ

Реализация эффективного хранения электроэнергии представляет собой одну из важнейших задач при обеспечении устойчивого развития современного общества. В связи с этим значительные усилия ученых и инженеров сосредоточены на разработке портативных, энергоёмких, экологических и при этом недорогих устройств накопления и хранения энергии [1–3]. Одним из перспективных кандидатов в данном контексте выступают электрохимические конденсаторы или суперконденсаторы, демонстрирующие высокую скорость заряда/разряда (порядка нескольких секунд), высокую циклическую стабильность и удельную мощность в широком диапазоне рабочих температур (от -50 до $+50^\circ\text{C}$), а также большую безопасность эксплуатации и срок службы по сравнению с литий-ионными аккумуляторами [4–6]. Перечисленные преимущества обеспечивают серьезные конкурентные преимущества суперконденсаторов в таких областях, как электротранспорт, разработка портативной (в том числе гибкой и носимой) электроники, создание систем энергонезависимой памяти, источников бесперебойного питания и т.д. [7, 8]. По принципу запасаения энергии суперконденсаторы можно разделить на два типа: суперконденсаторы с

двойным электрическим слоем, на поверхности которого происходит накопление заряда в процессе адсорбции/десорбции ионов, и суперконденсаторы с псевдоемкостным эффектом, в которых накопление энергии происходит не только посредством работы двойного электрического слоя, но также за счет обратимых окислительно-восстановительных реакций, протекающих на поверхности или в приповерхностной области активного слоя электродов [9, 10]. Устройства второго типа, как правило, характеризуются более высокой удельной емкостью [11].

Рабочие характеристики суперконденсатора в значительной степени определяются также и материалом электродов. Наиболее популярными материалами электродов суперконденсаторов с псевдоемкостным эффектом являются оксиды переходных металлов, такие как MnO_2 , Co_3O_4 , NiO , $\text{Co}(\text{OH})_2$ и $\text{Ni}(\text{OH})_2$ [12–14]. Однако в последние годы наблюдается растущий интерес к исследованию электродных материалов для суперконденсаторов на основе молибдатов металлов, в частности, NiMoO_4 , CoMoO_4 и MnMoO_4 , характеризующихся высокой электропроводностью и окислительно-восстановительной активностью [15–18]. Необходимо отметить, что электроды на основе молибдата никеля позволяют до-

стигать одних их наиболее высоких значений удельной емкости среди материалов семейства молибдатов металлов, что обусловлено высокой электрохимической активностью иона никеля в составе NiMoO_4 [19, 20]. Дополнительного улучшения функциональных свойств материалов электродов суперконденсаторов можно достичь путем направленного дизайна их микроструктуры. Согласно современным литературным данным, получение наноматериалов (порошков и покрытий) в виде иерархически организованных структур позволяет, как правило, существенно повысить целевые характеристики не только итогового материала, но и разрабатываемого устройства в целом [21–24]. В частности, было продемонстрировано, что получение активного материала электрода в виде наностержней [25–27], наносфер [28–30], нановолокон [31–33], нанолитов [34–36], наноцветов [37–39] позволяет достичь высоких значений удельной емкости и скорости заряда/разряда, а также увеличить срок службы суперконденсатора. Анализ литературных данных показал, что одним из наиболее популярных и удобных методов, позволяющих получать наноматериалы для создания устройств альтернативной энергетики как в виде порошков, так и в виде покрытий с иерархической организацией, является гидротермальный метод [17, 40–42]. В данной работе в качестве предварительной стадии синтеза (формирования зародышевой фазы) было проведено программируемое соосаждение гидроксидов никеля и молибдена, полученную таким образом дисперсную систему далее подвергали гидротермальной обработке. Метод программируемого совместного осаждения по сравнению с классической методикой позволяет осуществлять автоматизированный процесс синтеза с высокой степенью воспроизводимости, а также дает возможность варьировать параметры процесса осаждения в более широких пределах [43, 44].

Цель настоящей работы – исследование процесса формирования одномерных наноструктур молибдата никеля в гидротермальных условиях, а также изучение термического поведения, кристаллической структуры и морфологии полученного порошка.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Нанопорошок состава NiMoO_4 был получен в соответствии со следующей схемой. К водному раствору солей $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ и $(\text{NH}_4)_6\text{Mo}_7\text{O}_{24} \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ (0.2 моль/л) при постоянном перемешивании добавляли необходимую навеску мочевины (0.362 г), после чего реакционную смесь перенесли в стальной автоклав с тефлоновой вставкой и подвергали гидротермальной обработке при температуре 120°C в течение 2 ч. Далее происхо-

дило естественное охлаждение системы до 25°C. Отделение и промывание сформированной дисперсной фазы дистиллированной водой проводили путем циклического центрифугирования, после чего осуществляли сушку при 100°C в течение 3 ч. Затем проводили термическую обработку (500°C, 2 ч) полученного порошка в окислительной и инертной атмосферах в условиях синхронного термического анализа.

Синхронный (ТГА/ДСК) термический анализ порошка, полученного в ходе гидротермального синтеза и последующей сушки при 100°C, был проведен с применением термоанализатора SDT Q-600 (контролируемый нагрев осуществляли в Al_2O_3 -микротиглях в диапазоне температур 25–500°C со скоростью 10 град/мин с дальнейшей выдержкой при 500°C в течение 2 ч в токе аргона и токе воздуха, скорость потока газа составляла 250 мл/мин, масса навески – 27.3080 мг).

С целью регистрации ИК-спектров пропускания порошков были приготовлены соответствующие суспензии в вазелиновом масле, которые далее в виде пленки были помещены между стеклами из бромида калия. Спектральный анализ проводили в интервале волновых чисел 350–4000 см^{-1} (время накопления сигнала 15 с, а разрешение 1 см^{-1}) с использованием ИК-Фурье-спектрометра ИнфралЮМ ФТ-08.

Рентгенофазовый анализ (РФА) полученных порошков проводили с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance (CuK_α -излучение, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$, Ni-фильтр, $E = 40 \text{ кэВ}$, $I = 40 \text{ мА}$, $2\theta = 5^\circ\text{--}80^\circ$, разрешение 0.02°, время накопления сигнала в точке 0.3 с).

Морфологию и элементный состав сформированного оксидного порошка изучали с применением растровой электронной микроскопии (РЭМ; трехлучевая рабочая станция Carl Zeiss Nvision 40, оснащенная энергодисперсионным микронзондовым анализатором Oxford Instruments X-MAX 80). Размер и форму полученных оксидных частиц изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (Jeol JEM-1011 с цифровой фотокамерой Orius SC1000W).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

По данным синхронного (ТГА/ДСК) термического анализа порошка после сушки при 100°C, его поведение в токе воздуха и в токе аргона в целом является подобным. Так, при нагреве до 500°C имеют место три основные ступени потери массы: в диапазонах 25–190 (4.7%), 190–415 (5.1%) и 415–500°C (2%) (рис. 1). Первая из них (сопровождается слабым эндотермическим эффектом) связана с удалением остаточного растворителя, вторая (эндозэффект средней интенсивности с минимумом при 409°C) – с необратимым процес-

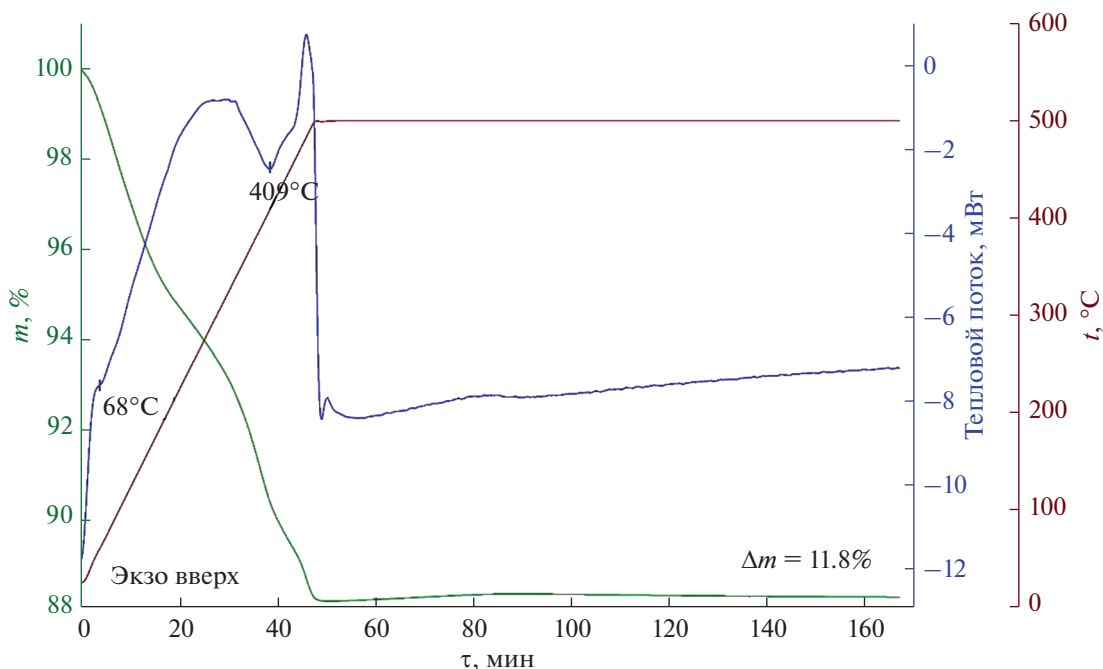


Рис. 1. Кривые ТГА (зеленая) и ДСК (синяя) продуктов гидротермального синтеза NiMoO_4 в токе аргона; красная кривая отражает режим нагрева.

сом удаления структурно связанных молекул воды и фазовым переходом гидрата $\text{NiMoO}_4 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ в оксид, а третья — с постепенной трансформацией кристаллической структуры промежуточных продуктов и формированием $\alpha\text{-NiMoO}_4$. На первом этапе выдержки при 500°C наблюдалось незначительное увеличение массы порошка с последующим снижением. В результате итоговая потеря массы в ходе термообработки составила 11.8%. Таким образом, на основании данных, полученных в ходе проведения термического анализа, был определен оптимальный режим термической обработки (500°C , 2 ч, аргон или воздух) порошка с целью кристаллизации целевого оксида.

Присутствующая на ИК-спектрах (рис. 2, спектры 2 и 3) порошков, термообработанных при 500°C в токе воздуха и в токе аргона, двойная полоса поглощения с максимумами при 963 и 935 см^{-1} , а также полосы с максимумами при 597 и 450 см^{-1} , указывают на формирование шпинели со структурой $\alpha\text{-NiMoO}_4$, а имеющиеся после сушки порошка при 100°C полосы поглощения в интервале $920\text{--}830\text{ см}^{-1}$ (рис. 2, спектр 1) свидетельствуют о наличии не вошедшего в структуру порошка оксида молибдена [21]. Кроме того, для порошка после сушки характерно наличие более интенсивной полосы поглощения в области $3000\text{--}3700\text{ см}^{-1}$ (валентные колебания ОН-групп) и полосы поглощения с максимумом при 1620 см^{-1} (деформационные колебания НОН), относящихся к молекулам абсорбированной воды в структу-

ре порошка, что также косвенно подтверждает образование в данных условиях гидрата $\text{NiMoO}_4 \cdot x\text{H}_2\text{O}$. Необходимо отметить, что спектры нанопорошков состава NiMoO_4 , полученные при термообработке в среде аргона и воздуха, сходны, это свидетельствует о том, что для формирования целевой структуры $\alpha\text{-NiMoO}_4$ наличие инертной атмосферы не является обязательным условием.

По результатам РФА (рис. 3), в условиях гидротермального синтеза с последующей сушкой при 100°C образуется кристаллический гидрат состава $\text{NiMoO}_4 \cdot x\text{H}_2\text{O}$, что согласуется с результатами термического анализа и ИК-спектроскопии, а дальнейшая термообработка при 500°C приводит к образованию однофазного целевого молибдата никеля(II) с моноклинной структурой шпинели (пр. гр. $C2/m$, JCPDS № 33-0948) [21]. Значение среднего размера ОКР ($25 \pm 2\text{ нм}$) порошка после дополнительной термической обработки при 500°C было рассчитано по формуле Шеррера: $d = K\lambda/\beta\cos\theta$, где d — средний размер ОКР, $K = 0.9$ в приближении, что частицы порошка имеют сферическую форму, λ — длина волны рентгеновского излучения, β — ширина рефлекса на полувысоте, θ — угол дифракции. Как видно из рентгенограммы, полученный оксидный нанопорошок не содержит кристаллических примесей исходных реагентов, а также каких-либо промежуточных или побочных продуктов.

Микроструктура полученного в ходе термообработки при 500°C порошка была изучена с помо-

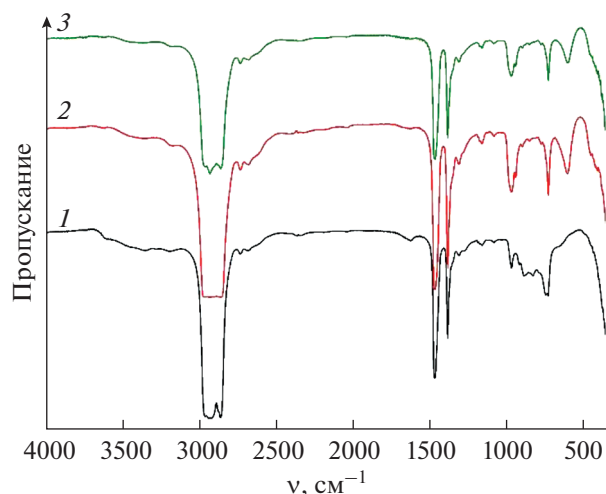


Рис. 2. ИК-спектры нанопорошков NiMoO_4 , полученных с помощью гидротермального синтеза, после сушки при 100°C (1) и последующей термообработки при 500°C (2 – в токе аргона; 3 – в токе воздуха).

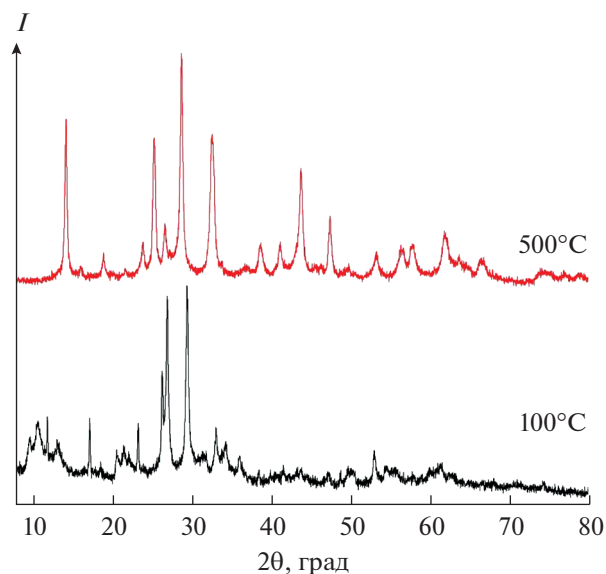


Рис. 3. Рентгенограммы порошка NiMoO_4 , полученного после термообработки в атмосфере аргона при 100 и 500°C .

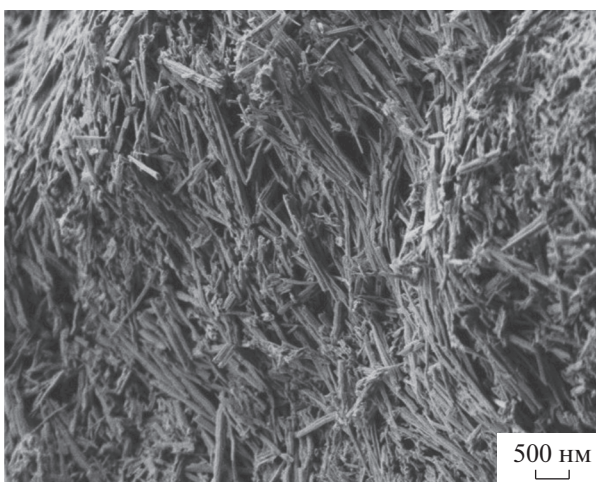
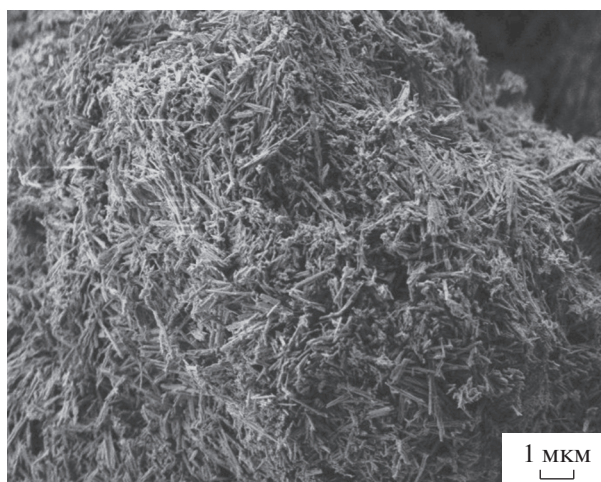


Рис. 4. Микроструктура порошка NiMoO_4 после термообработки в аргоне при 500°C (по данным РЭМ).

щью растровой (рис. 4) и просвечивающей (рис. 5) электронной микроскопии. При этом было определено, что вещество имеет однородную морфологию и состоит из организованных анизотропных частиц, представляющих собой слоистые одномерные наноструктуры со средним диаметром ~ 80 нм (отношение длины к диаметру составляет ~ 16), состоящие из наностержней диаметром ~ 10 нм (отношение длины к диаметру ~ 130). Вероятно, агломерация отдельных наностержней и формирование слоистых одномерных структур с двумя уровнями организации частиц происходит еще на стадии гидротермальной обработки, для предотвращения которой необходимо вводить в

реакционную систему соответствующие поверхностно-активные вещества. Результаты микроскопии свидетельствуют также об отсутствии примесей, отличающихся по форме частиц от основной массы вещества, а исследование материала в режиме контраста по среднему атомному номеру (детектор отраженных электронов) и полученные результаты энергодисперсионного элементного микроанализа подтверждают образование однородного молибдата никеля(II).

В ходе исследования было показано, что гидротермальный метод является эффективным способом для формирования слоистых анизотропных наноструктур NiMoO_4 с моноклинной струк-

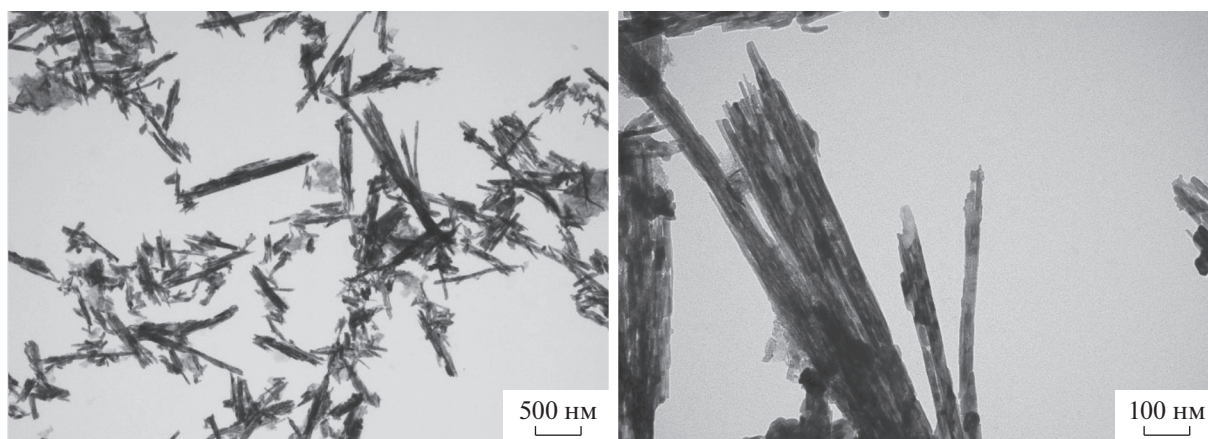


Рис. 5. Микроструктура порошка NiMoO_4 после термообработки в аргоне при 500°C (по данным ПЭМ).

турой шпинели, состоящих из наностержней диаметром ~ 10 нм, а их развитая поверхность позволяет считать данный подход перспективным при создании электродов суперконденсаторов с псевдоемкостным эффектом.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование процесса формирования слоистых анизотропных наноструктур NiMoO_4 с моноклинной структурой шпинели в гидротермальных условиях. По данным ИК-спектроскопии, рентгенофазового и термического анализа, в условиях гидротермального синтеза с последующей сушкой при 100°C образуется кристаллический гидрат состава $\text{NiMoO}_4 \cdot x\text{H}_2\text{O}$, а дальнейшая термообработка при 500°C в токе воздуха или аргона приводит к образованию однофазного молибдата никеля(II) с моноклинной структурой шпинели (пр. гр. $C2/m$) и средним размером ОКР около 25 ± 2 нм.

С использованием растровой и просвечивающей электронной микроскопии было показано, что полученное вещество имеет однородную морфологию и состоит из организованных анизотропных частиц, представляющих собой слоистые одномерные наноструктуры со средним диаметром около 80 нм (отношение длины к диаметру составляет ~ 16), состоящие из наностержней диаметром около 10 нм (отношение длины к диаметру ~ 130). Исследование материала в режиме контраста по среднему атомному номеру (детектор отраженных электронов) и полученные результаты энергодисперсионного элементного микроанализа подтверждают образование однородного молибдата никеля(II).

Таким образом, предложенный подход можно рекомендовать для синтеза иерархически организованных наноструктур состава NiMoO_4 с развитой поверхностью при создании функциональ-

ных оксидных наноматериалов, в том числе для применения в альтернативной энергетике, в частности, при изготовлении электродов суперконденсаторов с псевдоемкостным эффектом.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации молодым ученым и аспирантам (проект СП-2407.2019.1, в части синтеза наноструктур состава NiMoO_4) и Минобрнауки России в рамках государственного задания ИОНХ РАН (в части изучения микроструктурных характеристик полученного нанопорошка). Исследования методами РФА и РЭМ выполнены с использованием оборудования ЦКП ФМИ ИОНХ РАН.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. González A., Goikolea E., Barrena J.A. et al. // *Renew. Sustain. Energy Rev.* 2016. V. 58. P. 1189. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2015.12.249>
2. Salanne M., Rotenberg B., Naoi K. et al. // *Nat. Energy.* 2016. V. 1. № 6. P. 16070. <https://doi.org/10.1038/nenergy.2016.70>
3. Shao Y., El-Kady M.F., Sun J. et al. // *Chem. Rev.* 2018. V. 118. № 18. P. 9233. <https://doi.org/10.1021/acs.chemrev.8b00252>
4. Rahimi S., Shahrokhian S., Hosseini H. // *J. Electroanal. Chem.* 2018. V. 810. № October 2017. P. 78. <https://doi.org/10.1016/j.jelechem.2018.01.004>
5. An C., Zhang Y., Guo H., et al. // *Nanoscale Adv.* 2019. V. 1. № 12. P. 4644. <https://doi.org/10.1039/c9na00543a>

6. Lu C., Chen X. // Acc. Chem. Res. 2020. V. 53. № 8. P. 1468.
<https://doi.org/10.1021/acs.accounts.0c00205>
7. Wang Y., Song Y., Xia Y. // Chem. Soc. Rev. 2016. V. 45. P. 5925.
<https://doi.org/10.1039/C5CS00580A>
8. Li L., Lou Z., Chen D. et al. // Small. 2018. V. 14. P. 1702829.
<https://doi.org/10.1002/sml.201702829>
9. Wang Y., Song Y., Xia Y. // Chem. Soc. Rev. 2016. V. 45. № 21. P. 5925.
<https://doi.org/10.1039/C5CS00580A>
10. Wang G., Zhang L., Zhang J. // Chem. Soc. Rev. 2012. V. 41. № 2. P. 797.
<https://doi.org/10.1039/C1CS15060J>
11. Salanne M., Rotenberg B., Naoi K. et al. // Nat Energy. 2016. V. 1.
<https://doi.org/10.1038/nenergy.2016.70>
12. Jiang J., Li Y., Liu J. et al. // Adv. Mater. 2012. V. 24. № 38. P. 5166.
<https://doi.org/10.1002/adma.201202146>
13. Yan J., Wang Q., Wei T. et al. // Adv. Energy Mater. 2014. V. 4. № 4.
<https://doi.org/10.1002/aenm.201300816>
14. Simonenko T.L., Simonenko N.P., Gorobtsov P.Y. et al. // J. Alloys Compd. 2020. V. 832. P. 154957.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154957>
15. Simonenko T.L., Bocharova V.A., Simonenko N.P. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2021. V. 66. № 11. [Симоненко Т.Л., Бочарова В.А., Симоненко Н.П., и др. // Журн. неорган. химии. 2021. Т. 66. № 11. С. 1532.]
<https://doi.org/10.31857/S0044457X21110179>
16. Veerasubramani G.K., Krishnamoorthy K., Radhakrishnan S. et al. // Int. J. Hydrogen Energy. 2014. V. 39. № 10. P. 5186.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2014.01.069>
17. Cheng D., Yang Y., Xie J. et al. // J. Mater. Chem. A. 2015. V. 3. № 27. P. 14348.
<https://doi.org/10.1039/c5ta03455h>
18. Cai D., Wang D., Liu B. et al. // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2013. V. 5. № 24. P. 12905.
<https://doi.org/10.1021/am403444v>
19. Muthu D., Vargheese S., Haldorai Y. et al. // Mater. Sci. Semicond. Process. 2021. V. 135. P. 106078.
<https://doi.org/10.1016/j.mssp.2021.106078>
20. Guo D., Zhang P., Zhang H. et al. // J. Mater. Chem. A. 2013. V. 1. № 32. P. 9024.
<https://doi.org/10.1039/c3ta11487b>
21. Mazzocchi C., Aboumrar C., Diagne C. et al. // Catal. Lett. 1991. V. 10. № 3–4. P. 181.
<https://doi.org/10.1007/BF00772070>
22. Augustyn V., Simon P., Dunn B. // Energy Environ. Sci. 2014. V. 7. № 5. P. 1597.
<https://doi.org/10.1039/c3ee44164d>
23. Burke A. // J. Power Sources. 2000. V. 91. № 1. P. 37.
[https://doi.org/10.1016/S0378-7753\(00\)00485-7](https://doi.org/10.1016/S0378-7753(00)00485-7)
24. Cui C., Xu J., Wang L. et al. // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2016. V. 8. № 13. P. 8568.
<https://doi.org/10.1021/acsami.6b02962>
25. Yang R., Guo X., Song K. et al. // Ceram. Int. 2021. V. 47. № 8. P. 11349.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.12.261>
26. Ezeigwe E.R., Khiew P.S., Siong C.W. et al. // Ceram. Int. 2017. V. 43. № 16. P. 13772.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.07.092>
27. Ray S.K., Dhakal D., Sohng J.K. et al. // Chem. Eng. J. 2018. V. 347. P. 366.
<https://doi.org/10.1016/j.cej.2018.04.122>
28. Zhang Z., Liu Y., Huang Z. et al. // Phys. Chem. Chem. Phys. 2015. V. 17. № 32. P. 20795.
<https://doi.org/10.1039/C5CP03331D>
29. Cai D., Wang D., Liu B. et al. // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2013. V. 5. № 24. P. 12905.
<https://doi.org/10.1021/am403444v>
30. Yao M., Hu Z., Liu Y. et al. // Ionics (Kiel). 2016. V. 22. № 5. P. 701.
<https://doi.org/10.1007/s11581-015-1587-8>
31. Zhou L., Zeng S., Zheng D. et al. // Chem. Eng. J. 2020. V. 400. P. 125832.
<https://doi.org/10.1016/j.cej.2020.125832>
32. Deshagani S., Maity D., Das A. et al. // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2021. V. 13. № 29. P. 34518.
<https://doi.org/10.1021/acsami.1c07064>
33. Zhao Y., Liu Y., Du J. et al. // Appl. Surf. Sci. 2019. V. 487. P. 442.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.05.142>
34. Xuan H., Wang R., Yang J. et al. // J. Mater. Sci. 2021. V. 56. № 15. P. 9419.
<https://doi.org/10.1007/s10853-021-05902-5>
35. Hu Q., Kang C., Cao S. et al. // J. Alloys Compd. 2021. V. 883. P. 160867.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160867>
36. Meng Y., Yu D., Teng Y. et al. // J. Energy Storage. 2020. V. 29. P. 101195.
<https://doi.org/10.1016/j.est.2020.101195>
37. Ramulu B., Chandra Sekhar S., Nagaraju G. et al. // Appl. Surf. Sci. 2020. V. 515. P. 146023.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.146023>
38. Raj C.J., Manikandan R., Yu K.H. et al. // Inorg. Chem. Front. 2020. V. 7. № 2. P. 369.
<https://doi.org/10.1039/C9QI01085H>
39. Yedluri A.K., Anitha T., Kim H.J. // Energies. 2019. V. 12. № 6.
<https://doi.org/10.3390/en12061143>
40. Simonenko T.L., Bocharova V.A., Gorobtsov P.Y., et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2020. V. 65. № 9. P. 1304.
<https://doi.org/10.1134/S0036023620090181>
41. Simonenko T.L., Bocharova V.A., Gorobtsov P.Y. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2020. V. 65. № 9. P. 1292.
<https://doi.org/10.1134/S0036023620090193>
42. Yu Z., Tetard L., Zhai L. et al. // Energy Environ. Sci. 2015. V. 8. № 3. P. 702.
<https://doi.org/10.1039/c4ee03229b>
43. Simonenko T.L., Simonenko N.P., Yu P. et al. // J. Colloid Interface Sci. 2021. V. 588. P. 209.
<https://doi.org/10.1016/j.jcis.2020.12.052>
44. Simonenko T.L., Simonenko N.P., Simonenko E.P. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2019. V. 64. № 12. P. 1475.
<https://doi.org/10.1134/S0036023619120167>