

ПОЛИОЛЬНЫЙ СИНТЕЗ СЕРЕБРЯНЫХ НАНОПРОВОЛОК И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ПРОЗРАЧНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ

© 2024 г. Н. П. Симоненко^{а,*}, Т. Л. Симоненко^а, Ф. Ю. Горбцов^а,
П. В. Арсенов^б, И. А. Волков^б, Е. П. Симоненко^а

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

^бМосковский физико-технический институт (национальный исследовательский университет),
Институтский пер., 9, Долгопрудный, Московская область, 141701 Россия

*e-mail: n_simonenko@mail.ru

Поступила в редакцию 09.04.2024 г.

После доработки 22.04.2024 г.

Принята к публикации 13.05.2024 г.

Изучен процесс синтеза тонких серебряных нанопроволок полиольным методом и показана их пригодность для формирования прозрачных электродов. Определено влияние ступенчатого нагрева реакционной системы на положение и форму полосы поглощения, связанной с проявлением поверхностного плазмонного резонанса образующихся серебряных наноструктур. Методом рентгенофазового анализа установлено, что материал не содержит кристаллических примесей и имеет гранецентрированную кубической решетку. По данным растровой и просвечивающей электронной микроскопии, основная фракция представляет собой протяженные наноструктуры длиной 10–15 мкм (но встречаются и структуры длиной до 20 мкм) характерной для серебряных нанопроволок дугообразной формы. Показано, что полученные Ag-нанопроволоки очень тонкие, их диаметр составляет ~35–45 нм. В составе материала также присутствует некоторое количество микростержней длиной 1–3 мкм, диаметр которых растет от 70 до 150 нм при уменьшении длины. В меньшем количестве встречается и примесь из нульмерных частиц, представляющих собой полиэдры различной сложности. Методом атомно-силовой микроскопии изучена поверхность пленки на основе полученных серебряных нанопроволок, а также выполнена оценка диаметра отдельной серебряной нанопроволоки. Изучены оптические свойства и поверхностное сопротивление пленок на основе полученных серебряных нанопроволок. Установлено, что увеличение пропускания при 550 нм от 73.9 до 90.3% сопровождается ростом величины сопротивления от 25 до 146 Ом/кв.

Ключевые слова: полиольный синтез, серебряные нанопроволоки, одномерные наноструктуры, поверхностный плазмонный резонанс, тонкие пленки, прозрачные электроды

DOI: 10.31857/S0044457X24090023, EDN: JTCUOC

ВВЕДЕНИЕ

Динамичное развитие современных устройств микроэлектроники [1, 2], фотовольтаики [3, 4], альтернативной энергетики [5, 6], оптики [7, 8], биосенсорики [9, 10] и медицины [11, 12] требует усовершенствования технологий создания прозрачных электродов, способных демонстрировать высокие показатели пропускания в УФ- и видимой области спектра, низкое поверхностное сопротивление и низкую шероховатость, термостойкость, а также механическую гибкость, что немаловажно при разработке гибких и носимых устройств. Наиболее широко используемые на сегодняшний день прозрачные электроды на основе системы $\text{In}_2\text{O}_3\text{--SnO}_2$ (ITO) об-

ладают низким поверхностным сопротивлением (~10 Ом/кв) и высоким пропусканием (>80%) в видимом диапазоне [13]. Тем не менее высокая стоимость индия, а также ограниченная устойчивость ITO-пленок к циклам сгибания/разгибания, которая выражается в растрескивании и снижении электропроводности электродов, снижают перспективы их дальнейшего эффективного использования при создании коммерчески доступных гибких электронных устройств [14]. В качестве достойной альтернативы электродам на базе ITO все чаще рассматривают серебряные нанопроволоки (Ag-НП), представляющие собой протяженные наноструктуры с высоким аспектным отношением (до несколь-

ких тысяч [15]) и характеризующиеся низким сопротивлением (в том числе ~ 2.5 Ом/кв [14]), высоким оптическим пропусканием (до 91% [16]) и механической гибкостью (~ 1000 циклов сгибания/разгибания [17]). В различных исследовательских работах, посвященных тематике формирования прозрачных электропроводящих покрытий на основе серебряных нанопроволок, сообщается, что факторами, оказывающими определяющее влияние на оптические и электрофизические свойства итоговых электродов, являются микроструктура Ag-НП (аспектное отношение, однородность, шероховатость), их химическая чистота и устойчивость, а также равномерность распределения нанопроволок по поверхности подложки в процессе нанесения пленок [18–22]. Одним из наиболее востребованных и перспективных методов синтеза серебряных наноструктур с различной морфологией, в том числе в виде одномерных нанообъектов, является полиольный метод [23]. К преимуществам данного подхода можно отнести возможность управления морфологией и кинетикой процесса формирования нанопроволок, достижение высокого практического выхода целевого продукта за относительно непродолжительное время синтеза (как правило, менее 1 ч), а также доказанная эффективность с точки зрения масштабирования и интеграции в промышленное производство [17, 24]. Ранее было продемонстрировано [25–27], что температура является одним из ключевых параметров полиольного синтеза, влияющих на микроструктурные особенности его целевых продуктов. Такая закономерность обусловлена возрастанием восстановительной способности используемых в данном случае многоатомных спиртов с ростом температуры обработки реакционной системы. В работе [28] показано, что при использовании в качестве растворителя этиленгликоля процесс его конверсии до гликольальдегида, который является активным восстановителем, протекает при повышенных температурах ($> 150^\circ\text{C}$). Так, в диапазоне температур $130\text{--}150^\circ\text{C}$ зачастую фиксируется образование серебряных наностержней, а температура 170°C в ряде случаев считается оптимальной для формирования нанопроволок с высоким аспектным отношением и значительным практическим выходом. Дальнейшее повышение температуры (до 190 и 200°C), как правило, негативно сказывается на формировании вытянутых Ag-наноструктур, приводя к снижению аспектного отношения и появлению зна-

чительного количества нульмерных частиц. При более низкой температуре (110°C) наблюдается формирование частиц серебра, имеющих близкую к сферической форму. Авторы работы [29] наблюдали схожую зависимость и выдвинули предположение, что относительно низкая температура обработки не обеспечивает систему достаточной энергией для активации специфических граней, требуемых для анизотропного роста нанопроволок. Несмотря на активное изучение влияния температурного фактора на кинетику и механизм полиольного синтеза Ag-НП, величины оптимальных температурных интервалов для формирования серебряных нанопроволок с высоким аспектным отношением у разных авторских коллективов существенно различаются [28, 30–33], что свидетельствует об актуальности проведения дополнительных исследований.

Таким образом, цель настоящей работы – исследование процесса полиольного синтеза серебряных нанопроволок в ходе ступенчатого нагрева реакционной системы, а также оценка их пригодности для формирования электродов с высоким уровнем оптической прозрачности в видимом диапазоне и низким поверхностным сопротивлением.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Синтез серебряных нанопроволок проводили полиольным методом при ступенчатом нагреве реакционной системы. На первом этапе готовили следующие растворы: 0.090 г поливинилпирролидона в 11 мл этиленгликоля, 0.045 г нитрата серебра в 1.5 мл этиленгликоля, раствор хлорида железа в этиленгликоле с концентрацией катионов железа 3×10^{-3} моль/л. Далее раствор поливинилпирролидона при перемешивании (интенсивность перемешивания составляла 80 RPM) нагревали на масляной бане до 150°C и добавляли к нему 0.625 мл раствора хлорида железа в качестве источника хлорид-анионов. Затем добавлением к реакционной системе раствора нитрата серебра инициировали процесс формирования первичных наночастиц серебра, в результате раствор приобретал желтый оттенок. Далее продолжали термообработку системы в течение 30 мин. После этого температуру реакционной системы повышали до 160°C и выдерживали в течение 30 мин. На следующем этапе аналогичным образом нагревали систему до 170°C и также проводили термообработку в течение 30 мин.

В процессе проведения полиольного синтеза каждые 30 мин из реакционной системы отбирали пробы объемом 0.5 мл и с помощью центрифугирования отделяли твердую фазу от маточного раствора. После удаления маточного раствора осадок диспергировали в этиловом спирте для очистки его от поливинилпирролидона с последующим отделением серебряных наноструктур. Для гомогенизации осадка в этиловом спирте систему подвергали обработке с помощью вортекса. Процедуру очистки металлических частиц повторяли трижды.

Для оценки оптических характеристик формируемых серебряных наноструктур использовали УФ-Вид-спектрофотометр СФ-56 (ОКБ "Спектр"), регистрируя спектры поглощения разбавленных в 50 раз дистиллированной водой проб, отбираемых через каждые 30 мин термообработки реакционной системы. Спектры записывали в интервале длин волн 300–700 нм с разрешением 1 нм с использованием кварцевой кюветы толщиной 10 мм.

Пленки на основе полученных серебряных нанопроволок наносили на поверхность стеклянных подложек размером $25 \times 10 \times 1$ мм капельным методом с использованием соответствующей дисперсной системы в среде этилового спирта (массовая доля Ag-НП составляла $\sim 0.2\%$), варьируя объем пробы в интервале 7–20 мкл. Сушку сформированных пленок осуществляли при комнатной температуре ($22 \pm 2^\circ\text{C}$) в течение 10 мин. Поверхностное сопротивление пленок на основе Ag-НП измеряли с помощью лабораторного мультиметра и специализированной ячейки.

Кристаллическую структуру пленки на основе полученных серебряных нанопроволок исследовали методом рентгенофазового анализа (РФА) в диапазоне углов 2θ 20° – 80° на дифрактометре Bruker D8 Advance ($\text{CuK}\alpha$ -излучение, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$, Ni-фильтр, $E = 40 \text{ кэВ}$, $I = 40 \text{ мА}$) с разрешением 0.02° , время накопления сигнала в точке 0.3 с .

Особенности микроструктуры полученных нанопроволок были изучены с помощью растровой (РЭМ; двулучевой сканирующий электронно-ионный микроскоп FIB-SEM Tescan Amber, ускоряющее напряжение 2 кВ) и просвечивающей (ПЭМ; Jeol Jem-1011 с цифровой фотокамерой Orius Sc1000w) электронной микроскопии.

Атомно-силовую микроскопию (АСМ) полученных серебряных наноструктур, нанесенных на алюминиевую подложку капельным методом, проводили на микроскопе Solver-Pro (NT-MDT, Зеленоград, Россия). Все измерения выполняли на воздухе в полуконтактном режиме с использованием зонда серии ETALON HA_HR с радиусом скругления острия $< 35 \text{ нм}$ и резонансной частотой 210 кГц .

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В связи с тем, что серебряные наноструктуры характеризуются поверхностным плазмонным резонансом (ППР), изучение взаимосвязи их микроструктурных и оптических свойств является важной задачей материаловедения. Поэтому для контроля процесса образования соответствующих наночастиц и их микроструктурной эволюции зачастую удобно использовать УФ-Вид-спектрофотометрию. Как видно из спектров поглощения отобранных в ходе полиольного синтеза проб (рис. 1а), ступенчатый нагрев реакционной системы, сопровождающийся выдержкой в течение 30 мин при соответствующей температуре, приводит к заметным изменениям положения и формы полосы поглощения, связанной с проявлением ППР. Так, для образца, полученного в результате термообработки при 150°C в течение 30 мин, наблюдается полоса поглощения с максимумом при 410 нм, связанная с поверхностным плазмонным резонансом первичных серебряных наночастиц [34]. Дальнейший нагрев системы и ее термообработка в течение 30 мин при 160°C приводят к существенным изменениям формы полосы поглощения, а также к увеличению ее интенсивности. В частности, максимум полосы поглощения смещается в более коротковолновую область спектра (до 377 нм) и появляется плечо около 354 нм, которые характерны для достаточно тонких Ag-НП и могут быть отнесены к поперечным модам ППР нанопроволок с пентагональным поперечным сечением. Таким образом, можно предположить, что на данном этапе начинается активное формирование серебряных нанопроволок. Тем не менее в спектре при длине волны $> 400 \text{ нм}$ также наблюдается сигнал, свидетельствующий о сохранении существенного количества первичных серебряных наночастиц, что говорит о незавершенности процесса формирования серебряных нанопроволок. Повышение температуры до 170°C и дополнительная термо-

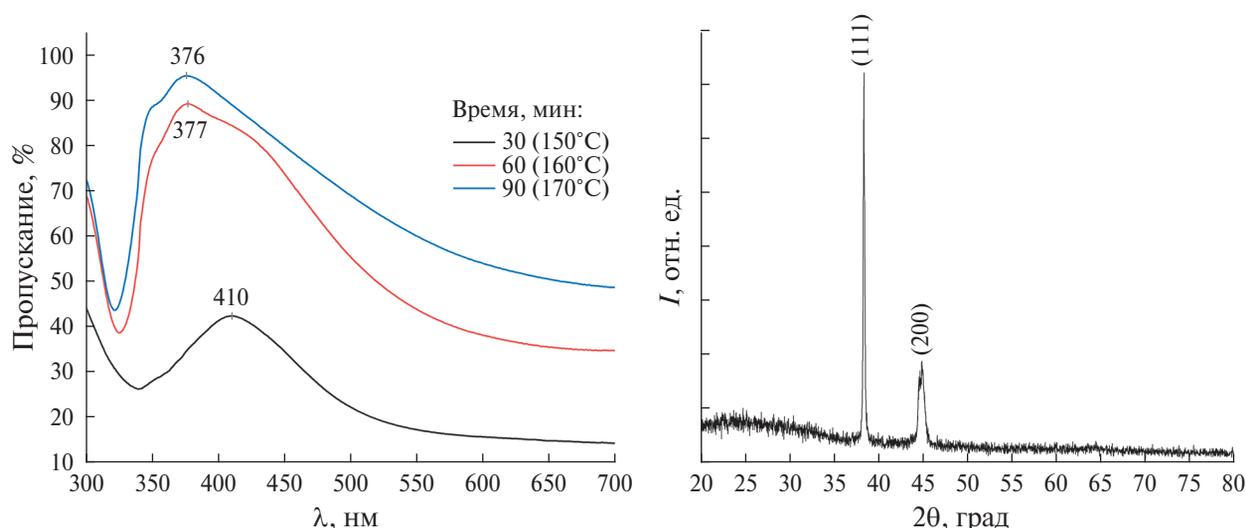


Рис. 1. УФ-Вид-спектры поглощения реакционной системы после ее ступенчатой термообработки в течение 30 мин при различных температурах (а) и рентгенограмма пленки на основе сформированных серебряных нанопроволок (б)

обработка приводят к минимизации вклада от первичных наночастиц серебра, некоторому увеличению интенсивности основной полосы поглощения и еще более существенному увеличению интенсивности плеча около 354 нм. Форма полосы поглощения итоговой реакционной системы позволяет предположить, что основной процесс формирования Ag-НП был завершен, а дополнительное смещение максимума в коротковолновую область спектра (до 376 нм) говорит о том, что в ходе полиольного синтеза образовались достаточно тонкие нанопроволоки диаметром < 50 нм [35].

Кристаллическая структура пленки на основе синтезированных Ag-НП, нанесенной на поверхность стеклянной подложки (объем пробы 20 мкм), была изучена с помощью РФА (рис. 1б). В результате для сформированной пленки зафиксировано два рефлекса, относящихся к кристаллографическим плоскостям (111) и (200) гранецентрированной кубической решетки серебра (пр. гр. $Fm\bar{3}m$, JCPDS #99-0094). Следует отметить, что в литературе для подобных материалов наиболее распространен более широкий набор рефлексов. В связи с этим полученные нами серебряные нанопроволоки, по-видимому, характеризуются некоторой спецификой кристаллической структуры, когда рост кристаллов вдоль плоскостей (220), (311) и (222) ограничен. Данные результаты косвенно свидетельствуют о текстурировании материала и формировании анизотропных наноструктур. Об этом же говорит и увеличенное значение отношения интенсив-

ностей сигналов (111) и (200), составившее 4.7 (по сравнению с теоретическим значением 2.5). Тем не менее результаты РФА не являются достаточным подтверждением формирования частиц с определенной микроструктурой, поэтому необходимо привлечение дополнительных методов. Зачастую серебряные нанопроволоки в процессе синтеза, хранения и использования подвергаются частичному окислению, что может приводить к ухудшению их электропроводности. В нашем случае, как видно из рентгенограммы, примесь оксида серебра не зафиксирована, а имеются сигналы только от металлических наноструктур.

Микроструктура полученных полиольным методом серебряных нанопроволок была изучена методом РЭМ. Так, микрофотографии (рис. 2а) свидетельствуют о формировании материала с целевой морфологией. Основная фракция представляет собой протяженные наноструктуры длиной 10–15 мкм характерной для Ag-НП дугообразной формы, что хорошо согласуется с результатами РФА. Помимо серебряных нанопроволок наблюдаются наностержни длиной 1–3 мкм, обладающие увеличенным по сравнению с нанопроволоками диаметром (~ 80 нм), а также небольшое количество нульмерных частиц. Согласно полученным результатам (рис. 2б), в ряде случаев серебряные нанопроволоки соединяются боковыми гранями, что в процессе термообработки реакционной системы, вероятно, может приводить к их рекристаллизации и образованию одномерных струк-

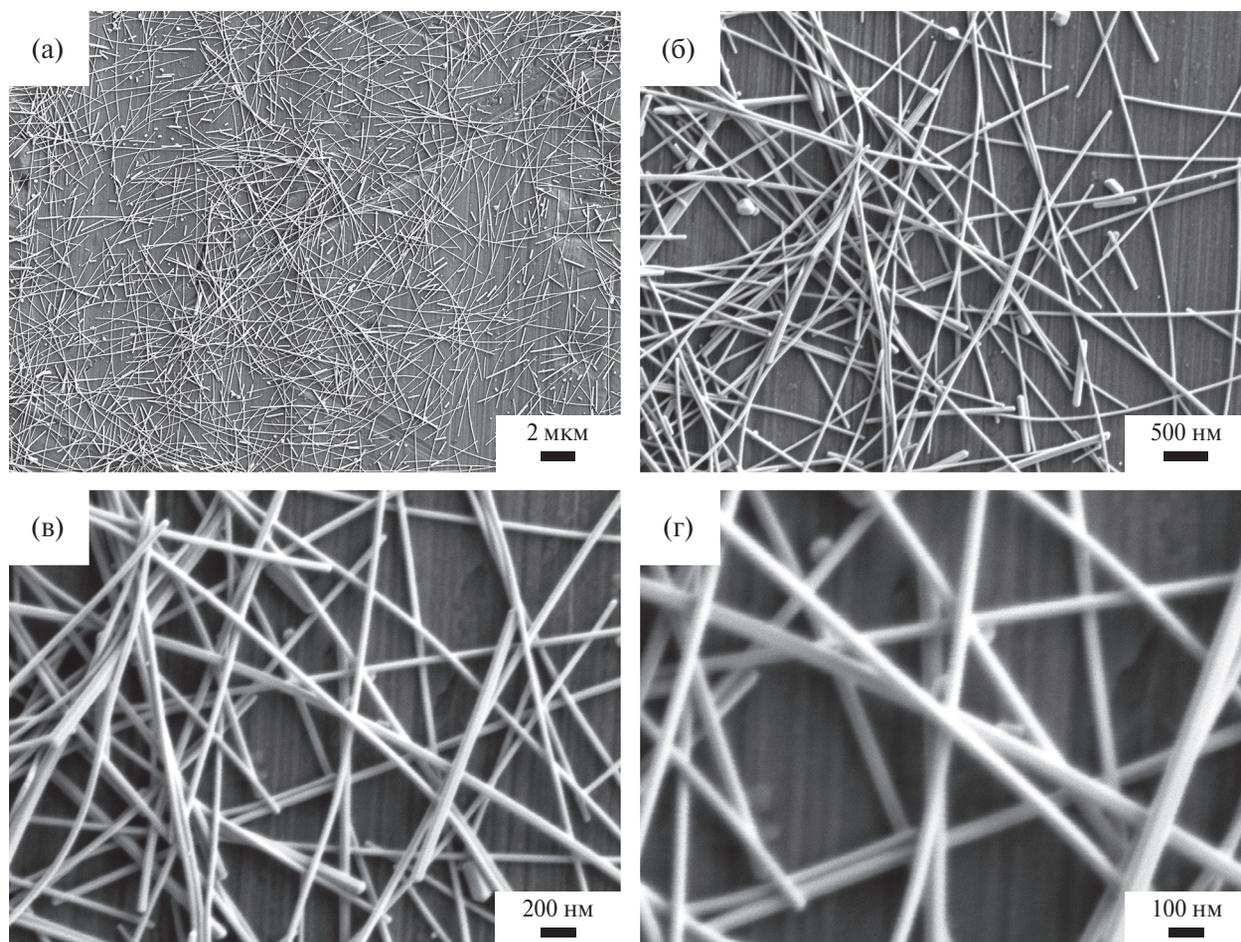


Рис. 2. Микроструктура полученных серебряных нанопроволок (по данным РЭМ)

тур большего диаметра. Подобное объединение Ag-НП может сопровождаться появлением дефектов в кристаллической структуре и, следовательно, возникновением микронапряжений, в результате чего происходит разрушение крупной нанопроволоки. Поэтому, по-видимому, и формируются примеси, представляющие собой микростержни и нульмерные частицы размером 100–200 нм. При большем увеличении видно, что полученные серебряные нанопроволоки являются очень тонкими (диаметр составляет $\sim 35\text{--}45$ нм), что хорошо согласуется с результатами УФ-Вид-спектрофотометрии (положение максимума основной полосы поглощения при 376 нм свидетельствует о формировании тонких нанопроволок). Следует отметить, что в литературе зачастую сообщается о необходимости усложнения состава реакционной системы для образования серебряных нанопроволок диаметром < 50 нм, которые являются предпочтительными для получения токопроводящих пленок, характеризующихся высокой

электропроводностью и низким поглощением в видимом диапазоне электромагнитного спектра. В нашем случае образование тонких Ag-НП можно объяснить особенностями режима термообработки. Анализ поверхности сформированных одномерных наноструктур свидетельствует о том, что они обладают ограниченными боковыми поверхностями, это наиболее заметно для наностержней, имеющих большее значение диаметра. Таким образом, особенности микроструктуры материала дополнительно свидетельствуют и о хорошо сформированной кристаллической структуре.

Для более подробного анализа микроструктуры полученного материала использовали ПЭМ (рис. 3), ее результаты хорошо согласуются с данными РЭМ, в частности, образовавшиеся серебряные нанопроволоки в среднем имеют длину $\sim 10\text{--}15$ мкм, но встречаются и более длинные структуры (длиной до 20 мкм). Также в составе материала наблюдается некоторое количество микростержней длиной

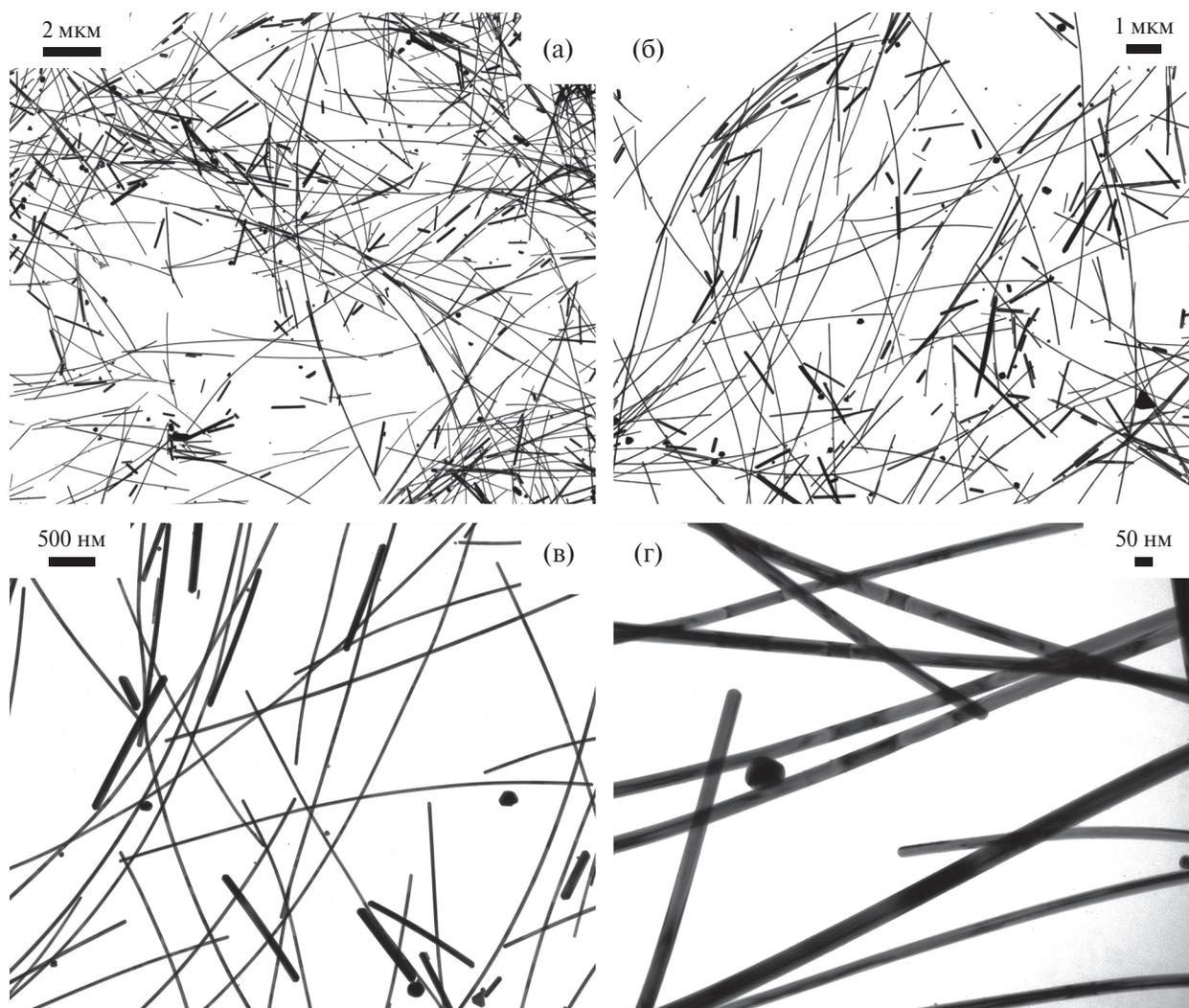


Рис. 3. Микроструктура полученных серебряных нанопроволок (по данным ПЭМ)

1–3 мкм, диаметр которых увеличивается от 70 до 150 нм при уменьшении длины (рис. 3б, 3в). В меньшем количестве встречается примесь из нульмерных частиц, представляющих собой полиэдры различной сложности. Указанные примесные структуры (микростержни и нульмерные частицы) могут быть отделены от основной части серебряных нанопроволок путем фракционирования с целью достижения более высокой прозрачности соответствующих токопроводящих пленок. Результаты ПЭМ позволили более точно определить диаметр сформированных Ag-НП (рис. 3 г). Видно, что основное количество одномерных наноструктур характеризуется диаметром 35–45 нм, это подтверждают данные РЭМ и УФ-Вид-спектрофотометрии. Кроме того, результаты ПЭМ наглядно свидетельствуют о том, что Ag-НП имеют ограненные боковые поверхности, как

это наблюдалось при изучении их микроструктуры методом РЭМ.

Поверхность пленки на основе полученных серебряных нанопроволок была изучена с использованием АСМ. Соответствующие топографические изображения (рис. 4а–4в) подтверждают характер микроструктуры материала, наблюдаемый с помощью электронной микроскопии. На изображении участка поверхности площадью 225 мкм² видно (рис. 4а), что пленка представляет собой сеть из 3–5 слоев взаимно пересекающихся одномерных наноструктур длиной ~10 мкм, а максимальный перепад высот на указанной площади составляет ~450 нм, что сопоставимо с величиной данного параметра для чистой подложки. Таким образом, исследуемая пленка является достаточно тонкой и однородной. Как и ранее, в составе материала помимо Ag-нанопроволок присутствует некоторое ко-

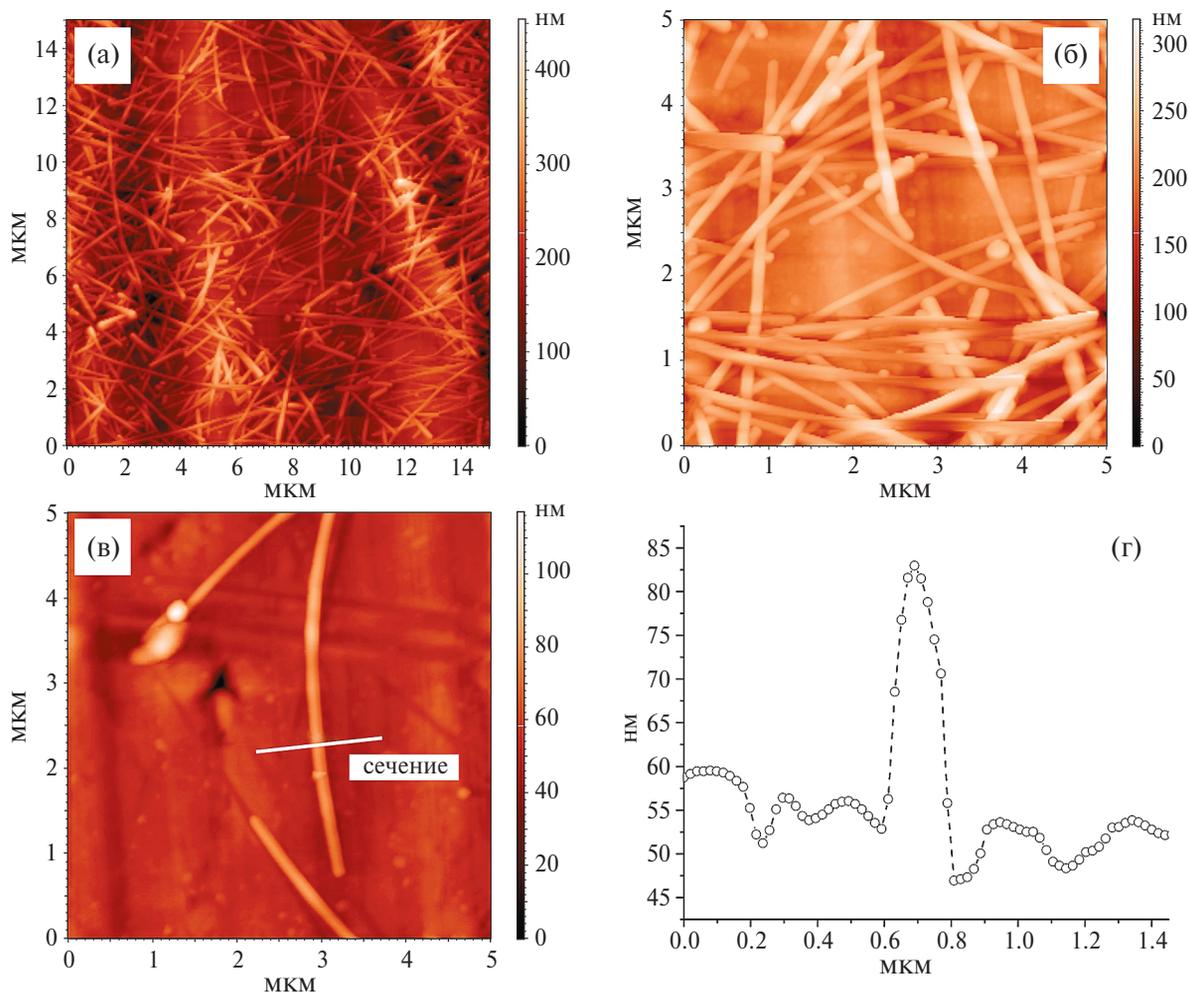


Рис. 4. Микроструктура полученных серебряных нанопроволок (по данным АСМ) (а–в) и профиль поперечного сечения (выделено белой линией на соответствующем топографическом изображении) для единичной нанопроволоки (г)

личество микростержней, а также нульмерных частиц. Благодаря возможностям метода, которые заключаются в трехмерном сканировании исследуемой поверхности, были изучены микроструктурные особенности отдельной нанопроволоки (рис. 4в) и построен профиль вдоль поперечного сечения (рис. 4г). Видно, что в данном случае наблюдается завышенное значение диаметра (~ 200 нм), обусловленное геометрическими характеристиками используемого зонда. Результаты измерений по оси z в данном случае являются более корректными, они позволили оценить диаметр отдельной серебряной нанопроволоки на уровне ~ 35 нм, что соответствует величине данного параметра, определенной методами РЭМ и ПЭМ. Из данных АСМ также следует, что за счет достаточно большой длины Ag-НП относительно небольшие дефекты рельефа подложки могут быть скомпенсированы и не окажут существенного негативного влияния

на электрофизические свойства формируемой пленки.

Оптические свойства пленок на основе полученных серебряных нанопроволок, нанесенных капельным методом на поверхность стеклянных подложек, были изучены с применением УФ-Вид-спектрофотометрии (рис. 5а). Для используемых стеклянных подложек при уменьшении длины волны излучения < 350 нм существенно растет поглощение, что характерно для подобных материалов. При этом пропускание при 550 нм для чистой подложки составляет 91.3%. Как видно из спектров, для всех пленок на основе Ag-НП наблюдается характерная полоса поглощения, относящаяся к плазмонному резонансу соответствующих одномерных наноструктур. При увеличении объема дисперсной системы, используемой для формирования пленки, уменьшается пропускание во всем исследуе-

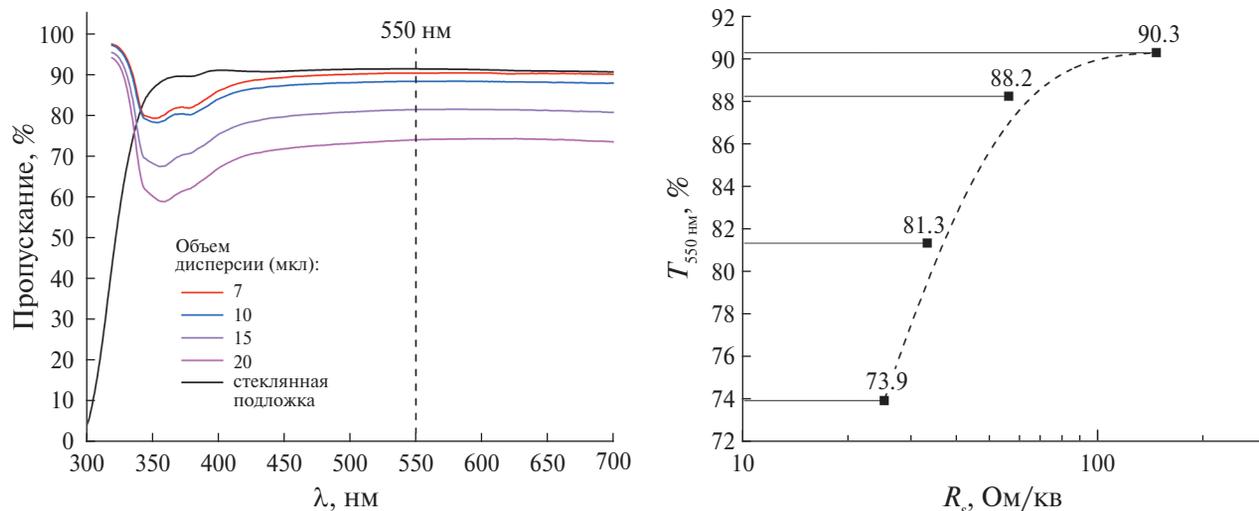


Рис. 5. УФ-Вид-спектры пропускания для стеклянной подложки и пленок на основе полученных серебряных нанопроволок (после вычитания сигнала от подложки) (а) и зависимость пропускания пленок при 550 нм от поверхностного сопротивления (б)

мом диапазоне длин волн. Следует отметить, что максимум основной полосы поглощения при увеличении используемого объема дисперсии заметно смещается в сторону больших длин волн – от 352 (для объема дисперсии 7 мкл) до 358 нм (20 мкл). Это же приводит к постепенному снижению пропускания и при 550 нм: 90.3 (7 мкл), 88.2 (10 мкл), 81.3 (15 мкл) и 73.9% (20 мкл). Для полученных таким образом пленок на основе серебряных нанопроволок выполнена оценка поверхностного сопротивления (R_s). Как видно из рис. 5б, увеличение пропускания при 550 нм ($T_{550 \text{ нм}}$) сопровождается ростом величины R_s по логарифмическому закону. Так, при $T_{550 \text{ нм}} = 73.9\%$ (объем дисперсионной системы 20 мкл) значение поверхностного сопротивления составляет 25 Ом/кв. С ростом пропускания до 81.3% величина R_s также увеличивается, но остается на достаточно низком уровне (33 Ом/кв). Для пленки, характеризующейся пропусканием 88.2%, поверхностное сопротивление растет до 56 Ом/кв, а при $T_{550 \text{ нм}} = 90.3\%$ данный параметр составляет 146 Ом/кв. Указанные результаты по соотношению прозрачности и электропроводности пленок на основе полученных серебряных нанопроволок хорошо согласуются с литературой и свидетельствуют о соответствии указанных характеристик требованиям, предъявляемым к прозрачным токопроводящим пленкам [36].

Таким образом, в результате проведенного исследования был изучен процесс полиольного синтеза тонких серебряных нанопроволок при ступенчатом нагреве реакционной системы,

а также показана их пригодность для формирования прозрачных электродов с высокой прозрачностью в видимом диапазоне и низким поверхностным сопротивлением. Для повышения прозрачности образующихся пленок используемые серебряные нанопроволоки могут быть дополнительно очищены от присутствующих в некотором количестве микроостатков и нульмерных частиц путем фракционирования.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе исследования изучен процесс синтеза тонких серебряных нанопроволок полиольным методом, а также показана их пригодность при формировании прозрачных электродов. Показано, что ступенчатый нагрев реакционной системы (150 → 160 → 170°C) приводит к заметным изменениям положения и формы полосы поглощения, связанной с проявлением поверхностного плазмонного резонанса образующихся серебряных наноструктур. С помощью РФА для полученных серебряных нанопроволок зафиксировано только два рефлекса, относящихся к кристаллографическим плоскостям (111) и (200) гранецентрированной кубической решетки серебра. При этом в составе материала не обнаружено каких-либо кристаллических примесей, в том числе оксида серебра. По данным РЭМ, основная фракция представляет собой протяженные наноструктуры длиной 10–15 мкм характерной для Ag-НП дугообразной формы. В ряде случаев серебряные нанопроволоки соединяются боковыми граня-

ми, что в процессе термообработки реакционной системы, вероятно, может приводить к их рекристаллизации и образованию одномерных структур большего диаметра. Установлено, что полученные Ag-НП являются очень тонкими (диаметр ~35–45 нм), что хорошо согласуется с результатами УФ-Вид-спектрофотометрии. Результаты ПЭМ также свидетельствуют о том, что образовавшиеся серебряные нанопроволоки в среднем имеют длину ~10–15 мкм, но встречаются и более длинные структуры (длиной до 20 мкм). Также в составе материала присутствует некоторое количество микроотверстий длиной 1–3 мкм, диаметр которых увеличивается от 70 до 150 нм при уменьшении длины. В меньшем количестве встречается примесь из нульмерных частиц, представляющих собой полиэдры различной сложности. С помощью АСМ изучена поверхность пленки на основе полученных серебряных нанопроволок и проведена оценка диаметра отдельной серебряной нанопроволоки, который составил ~35 нм. Из результатов АСМ также следует, что за счет достаточно большой длины Ag-НП относительно небольшие дефекты рельефа подложки могут быть скомпенсированы и не окажут существенного негативного влияния на электрофизические свойства формируемой пленки. В рамках исследования изучены оптические свойства и поверхностное сопротивление пленок на основе полученных серебряных нанопроволок. Показано, что увеличение пропускания при 550 нм от 73.9 до 90.3% сопровождается ростом величины R_s от 25 до 146 Ом/кв. Полученные результаты по соотношению прозрачности и электропроводности пленок хорошо согласуются с литературой и свидетельствуют о соответствии указанных характеристик требованиям, предъявляемым к прозрачным токопроводящим пленкам.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 23-79-10081), <https://rscf.ru/project/23-79-10081/>.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Shukla D., Liu Y., Zhu Y. // *Nanoscale*. 2023. V. 15. № 6. P. 2767. <https://doi.org/10.1039/D2NR05840E>
2. Zhang L., Song T., Shi L. et al. // *J. Nanostructure Chem.* 2021. V. 11. № 3. P. 323. <https://doi.org/10.1007/s40097-021-00436-3>
3. Yang J., Yu F., Chen A. et al. // *Adv. Powder Mater.* 2022. V. 1. № 4. P. 100045. <https://doi.org/10.1016/j.apmate.2022.100045>
4. Shen J.-J. // *Synth. Met.* 2021. V. 271. P. 116582. <https://doi.org/10.1016/j.synthmet.2020.116582>
5. Zhao W., Jiang M., Wang W. et al. // *Adv. Funct. Mater.* 2021. V. 31. № 11. <https://doi.org/10.1002/adfm.202009136>
6. Kiruthika S., Sneha N., Gupta R. // *J. Mater. Chem. A*. 2023. V. 11. № 10. P. 4907. <https://doi.org/10.1039/D2TA07836H>
7. Huang L., Chen X., Wu X. et al. // *Flex. Print. Electron.* 2023. V. 8. № 2. P. 025021. <https://doi.org/10.1088/2058-8585/acdb84>
8. Lee J., Lee Y., Ahn J. et al. // *J. Mater. Chem. C*. 2017. V. 5. № 48. P. 12800. <https://doi.org/10.1039/C7TC04840H>
9. Wang Y., Kong J., Xue R. et al. // *Nano Res.* 2023. V. 16. № 1. P. 1558. <https://doi.org/10.1007/s12274-022-4757-9>
10. Oh D.E., Lee C.-S., Kim T.W. et al. // *Biosensors*. 2023. V. 13. № 7. P. 704. <https://doi.org/10.3390/bios13070704>
11. Jang J., Kim J., Shin H. et al. // *Sci. Adv.* 2021. V. 7. № 14. <https://doi.org/10.1126/sciadv.abf7194>
12. Nguyen V.H., Papanastasiou D.T., Resende J. et al. // *Small*. 2022. V. 18. № 19. <https://doi.org/10.1002/smll.202106006>
13. Elsokary A., Soliman M., Abulfotuh F. et al. // *Sci. Rep.* 2024. V. 14. № 1. P. 3045. <https://doi.org/10.1038/s41598-024-53286-8>
14. Kumar D., Stoichkov V., Brousseau E. et al. // *Nanoscale*. 2019. V. 11. № 12. P. 5760. <https://doi.org/10.1039/C8NR07974A>
15. Fan Z., Wang J., He L. et al. // *Langmuir*. 2023. V. 39. № 30. P. 10651. <https://doi.org/10.1021/acs.langmuir.3c01264>
16. Preston C., Fang Z., Murray J. et al. // *J. Mater. Chem. C*. 2014. V. 2. № 7. P. 1248. <https://doi.org/10.1039/C3TC31726A>
17. Zhu Y., Deng Y., Yi P. et al. // *Adv. Mater. Technol.* 2019. V. 4. № 10. <https://doi.org/10.1002/admt.201900413>
18. Liao Q., Hou W., Zhang J. et al. // *Coatings*. 2022. V. 12. № 11. P. 1756. <https://doi.org/10.3390/coatings12111756>
19. Shi L. // *Micro Nano Lett.* 2023. V. 18. № 1. <https://doi.org/10.1049/mna2.12151>
20. Hemmati S., Harris M.T., Barkey D.P. // *J. Nanomater.* 2020. V. 2020. P. 1. <https://doi.org/10.1155/2020/9341983>

21. *Duan X., Ding Y., Liu R.* // *Mater. Today Energy*. 2023. V. 37. P. 101409.
<https://doi.org/10.1016/j.mtener.2023.101409>
22. *Wang Y.H., Yang X., Du D.X. et al.* // *J. Mater. Sci. Mater. Electron*. 2019. V. 30. № 14. P. 13238.
<https://doi.org/10.1007/s10854-019-01687-1>
23. *Fahad S., Yu H., Wang L. et al.* // *J. Mater. Sci*. 2019. V. 54. № 2. P. 997.
<https://doi.org/10.1007/s10853-018-2994-9>
24. *Fiévet F., Ammar-Merah S., Brayner R. et al.* // *Chem. Soc. Rev*. 2018. V. 47. № 14. P. 5187.
<https://doi.org/10.1039/C7CS00777A>
25. *Zhang P., Wyman I., Hu J. et al.* // *Mater. Sci. Eng., B*. 2017. V. 223. P. 1.
<https://doi.org/10.1016/j.mseb.2017.05.002>
26. *Araki T., Jiu J., Nogi M. et al.* // *Nano Res*. 2014. V. 7. № 2. P. 236.
<https://doi.org/10.1007/s12274-013-0391-x>
27. *Bergin S.M., Chen Y.-H., Rathmell A.R. et al.* // *Nanoscale*. 2012. V. 4. № 6. P. 1996.
<https://doi.org/10.1039/c2nr30126a>
28. *Coskun S., Aksoy B., Unalan H.E.* // *Cryst. Growth Des*. 2011. V. 11. № 11. P. 4963.
<https://doi.org/10.1021/cg200874g>
29. *Sun Y., Gates B., Mayers B. et al.* // *Nano Lett*. 2002. V. 2. № 2. P. 165.
<https://doi.org/10.1021/nl010093y>
30. *Basarir F., De S., Daghigh Shirazi H. et al.* // *Nanoscale Adv*. 2022. V. 4. № 20. P. 4410.
<https://doi.org/10.1039/D2NA00560C>
31. *Kaili Z., Yongguo D., Shimin C.* // *J. Nanosci. Nanotechnol*. 2016. V. 16. № 1. P. 480.
<https://doi.org/10.1166/jnn.2016.12158>
32. *Lai X., Feng X., Zhang M. et al.* // *J. Nanoparticle Res*. 2014. V. 16. № 3. P. 2272.
<https://doi.org/10.1007/s11051-014-2272-y>
33. *Jiu J., Araki T., Wang J. et al.* // *J. Mater. Chem. A*. 2014. V. 2. № 18. P. 6326.
<https://doi.org/10.1039/C4TA00502C>
34. *Mao H., Feng J., Ma X. et al.* // *J. Nanoparticle Res*. 2012. V. 14. № 6. P. 887.
<https://doi.org/10.1007/s11051-012-0887-4>
35. *Lee E.-J., Chang M.-H., Kim Y.-S. et al.* // *APL Mater*. 2013. V. 1. № 4. P. 042118.
<https://doi.org/10.1063/1.4826154>
36. *Ha H., Amicucci C., Matteini P. et al.* // *Colloid Interface Sci. Commun*. 2022. V. 50. P. 100663.
<https://doi.org/10.1016/j.colcom.2022.100663>

POLYOL SYNTHESIS OF SILVER NANOWIRES AND THEIR APPLICATION FOR TRANSPARENT ELECTRODES FABRICATION

N. P. Simonenko^{a,*}, T. L. Simonenko^a, Ph. Yu. Gorobtsov^a,
 P. V. Arsenov^b, I. A. Volkov^b, E. P. Simonenko^a

^a*Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry of the Russian Academy of Sciences, Moscow, 119991 Russia*

^b*Moscow Institute of Physics and Technology (National Research University), Dolgoprudny, Moscow Region, 141701 Russia*

*e-mail: n_simonenko@mail.ru

Polyol synthesis of thin silver nanowires has been studied and their suitability for the formation of transparent electrodes has been shown. The influence of stepwise heating of the reaction system on the position and shape of the absorption band associated with the surface plasmon resonance of the formed silver nanostructures has been determined. Using X-ray diffraction analysis it was found that the material does not contain crystalline impurities and has a face-centered cubic lattice. According to the scanning and transmission electron microscopy data, the main fraction is represented by elongated nanostructures with 10–15 μm length (however, there are also structures with length up to 20 μm) characteristic for silver nanowires of arc-shaped type. It is shown that the Ag nanowires obtained are quite thin (diameter is about 35–45 nm). Also in the composition of the material some amount of microrods of 1–3 μm length is observed, the diameter of which grows from 70 to 150 nm with decreasing length. In smaller quantities there is also an admixture of zero-dimensional particles, which are polyhedrons of various complexity. Atomic force microscopy has been used to study the surface of the film based on the obtained silver nanowires and the diameter of individual nanowire has been estimated. The optical properties and surface resistivity of the films based on the obtained silver nanowires were examined. It was found that the increase in transmittance at 550 nm from 73.9 to 90.3% is accompanied by an increase in the resistance value from 25 to 146 Ω/sq .

Keywords: polyol synthesis, silver nanowires, AgNWs, one-dimensional nanostructures, disperse systems, surface plasmon resonance, thin films, transparent electrodes