

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНОГО ПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ СЕРЕБРОСОДЕРЖАЩИХ НАНОПРОВОЛОК

© 2024 г. Д. В. Панов^{1,*}, И. С. Волчков¹, Н. П. Ковалец², П. Л. Подкур¹, И. О. Кошелев¹, В. М. Каневский¹

¹Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова Курчатовского комплекса кристаллографии и фотоники НИЦ “Курчатовский институт”, Москва, Россия

²Московский педагогический государственный университет, Москва, Россия

*E-mail: dggamer@mail.ru

Поступила в редакцию 16.01.2024 г.

После доработки 16.01.2024 г.

Принята к публикации 25.03.2024 г.

Показана возможность образования проводящего металлополимерного композита на основе массива пересекающихся серебряносодержащих нанопроволок. Электрические и механические характеристики композитов зависят как от времени осаждения, так и от отношения площадей анода и катода. Механические характеристики полученных металлополимерных композитов выше по сравнению с полимерными трековыми мембранами из полиэтилентерефталата. С увеличением отношения площадей анода и катода и времени осаждения падают электропроводимость (0.0025 Ом^{-1} при 100 циклах роста, 0.0033 Ом^{-1} при 50 циклах), прочность (90 МПа при 100 циклах, 99 МПа при 50 циклах) и модуль упругости (4.7 ГПа при 100 циклах, 5.4 ГПа при 50 циклах). Проводящие серебряносодержащие нанопроволоки могут играть роль армирующих структур для проводящих металлополимерных композитов, обладающих высокой электропроводностью, и применяться в элементах гибкой электроники.

DOI: 10.31857/S0023476124040126, EDN: XCIQCSX

ВВЕДЕНИЕ

Не ослабевает спрос на различные элементы гибкой электроники, такие как сенсоры и активные элементы на основе различных наноструктур [1–6]. Исследования в области гибкой электроники становятся все более востребованными, что обусловлено огромными возможностями их применения в различных отраслях микро- и нанoeлектроники.

Благодаря развитию методик синтеза наноматериалов становится возможным изготовление композитных проводников. Среди них можно выделить тонкопленочные многослойные проводники [3, 4, 6] и композитные проводники на основе наноструктур, расположенных как на поверхности пленок [5–7], так и интегрированных в объем [2, 3].

Тонкопленочные многослойные проводники могут быть использованы в оптоэлектронных устройствах всех видов, таких как сенсорные экраны [3, 5, 6], солнечные элементы [3, 6] и светозлучающие устройства [3]. Эти объекты могут быть получены различными способами, например

методом химического осаждения из паровой фазы, вакуумным термическим распылением и другими методами.

К композитным проводникам на основе наноструктур, расположенных на поверхности тонких пленок, можно отнести многослойные структуры [5–10] в виде прозрачных проводящих электродов с интегрированными на поверхность серебряными нанопроволоками диаметром 35 нм, покрытыми защитным слоем из графена [8–10]. Такие структуры получают методами центрифугирования [8], нанесения нанопроволок с помощью кисти с последующим отжигом [11–13] и капельным нанесением на поверхность с последующим испарением растворителя [13]. Одним из недостатков таких структур является неравномерность нанесения из-за образования агломератов, в результате наблюдаются неравномерные области с низким сопротивлением и избыточным нагревом [14].

К другим методам изготовления композитных проводников можно отнести методы, основывающиеся на интеграции металлических нанопроволок в объем полимерных пленок. Металлические

нанопроволоки из таких материалов, как Ag, Au [15] и Pt [16], обладают хорошими электрическими свойствами [17, 18], превосходной механической прочностью в условиях повторяющихся механических напряжений [19, 20], поэтому одномерные проводящие наноструктуры рассматривают как материал для гибких электронных устройств и проводящих электродов [7].

Главные характеристики таких гибких проводников – проектируемая проводимость, хорошая растяжимость, гибкость, механическая устойчивость и химическая стойкость. Одним из методов получения гибких проводников является метод матричного синтеза – заполнение требуемым веществом заранее подготовленной матрицы. Высокая эластичность металлополимерного проводника обусловлена тем, что металлические нанопроволоки занимают 5% или менее от общего объема пленки.

В качестве полимерных пленок используют трековые мембраны. Полимерные мембраны характеризуются хаотичным расположением пор с возможностью наложения друг на друга, что позволяет создавать проводящую цепь внутри самой мембраны. Они отличаются гибкостью и возможностью целенаправленного изменения формы и диаметра пор. Кроме того, в мембране можно варьировать плотность пор в широких пределах независимо от их диаметра. Существенным отличием трековых мембран является возможность изменения угла наклона пор по ходу прокатки пленки [21]. При использовании мембраны с высокой плотностью наклонных пор соразмерно увеличивается количество пересечений выращенных нанопроволок. Оценить количество пересечений в объеме мембраны можно с помощью расчетных методик, в том числе на готовых к нанесению мембранах [22].

Таким образом, представляло интерес создание металлополимерных проводящих композитов на основе металлических нанопроволок. Целью работы было изготовление композитного проводника из массива серебряных нанопроволок, обладающих высокой электропроводностью, а также их характеристика и исследование электрических и механических свойств.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Синтез массива серебряных нанопроволок в трековой мембране. Для получения структур использовали промышленные трековые мембраны из полиэтилентерефталата (ПЭТФ) толщиной 12 мкм с порами диаметром 100 нм и плотностью $1.2 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ производства ОИЯИ (г. Дубна, Россия). Отклонение угла наклона пор составляла до $\pm 30^\circ$ по ходу прокатки пленки (по вертикали) при облуживании ионами и $\pm 0.5^\circ$ перпендикулярно ходу прокатки пленки (по горизонтали).

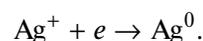
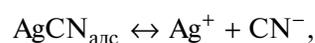
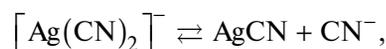
Для создания контактной поверхности проводили напыление методом вакуумного термического распыления меди на одну из поверхностей полимера с помощью установки ВУП-4. Медную подложку осаждали на контактный слой в потенциостатическом режиме при 0.4 В. В качестве источника тока применяли потенциостат-гальваностат Р-2Х (Elins, Россия).

Гальваническое осаждение серебра в поры мембраны проводили в вертикальной ячейке из полиэтилентерефталатгликоля с площадью рабочей зоны 15 см^2 при температуре электролита от 20 до 25°C , катодной и анодной плотности тока от 1 до 10 mA/cm^2 [23]. Использовали электролит серебрения состава $\text{AgNO}_3 - 0.177$, $\text{K}_4[\text{Fe}(\text{CN})_6] - 0.136$, $\text{K}_2\text{CO}_3 - 0.289$, $\text{KSCN} - 1.029$ моль/л. Этот электролит выбран ввиду меньшей анодной пассивации из-за добавки роданида калия. В процессе приготовления электролита выделился осадок $\text{Fe}(\text{OH})_2$, который был отфильтрован с помощью лабораторной установки для фильтрации растворов. Процесс осаждения проводили в гальваностатическом импульсном режиме. Импульсный режим использован для увеличения равномерности осаждения нанопроволок [24].

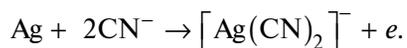
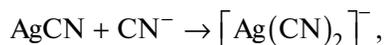
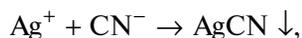
Для начала процесса нуклеации подавали ток 100 мА в течение первых 5 с роста. Образцы первой серии были выращены при токе осаждения 60 мА в течение 10 с и обратном токе -70 мА в течение 6 с за цикл. Образцы выращивали в ходе 100 циклов. Образцы второй серии получали в аналогичных режимах в течение 50 циклов. За время проведения эксперимента наблюдалась частичная пассивация анода, которая выражалась в ухудшении проводимости. Частичная пассивация объясняется образованием AgCN на поверхности анода, который частично растворяется. Известно, что использование анода с малой площадью приводит к неравномерному осаждению [25]. Для уменьшения эффекта неравномерного осаждения при использовании катода большей площади выбрали импульсный метод осаждения и анод в виде спирали, который позволяет получить наиболее равномерное распределение отношения площадей анода и катода. Использование анодов, приводящих к более равномерному росту, таких как сетчатые аноды или тонкие пластины, затруднено в данном случае в виду процесса, приводящего к растворению анода.

В процессе осаждения протекают следующие реакции.

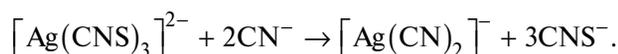
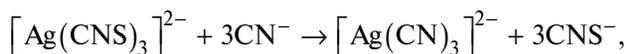
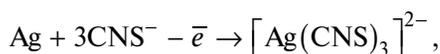
На катоде (–):



На аноде (+):

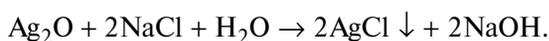
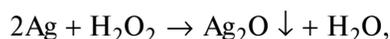


Также во время приготовления электролита образуется дицианоаргентат(I)-ион:



Изготовление гибкого пленочного проводника. Для получения пленочного проводника необходимо удалить вспомогательный слой меди. Селективное удаление меди осуществляли с помощью раствора перекиси с добавлением $\text{C}_6\text{H}_8\text{O}_7$ – 1.561, NaCl – 0.856 моль/л.

В процессе растворения меди с травителем также реагировали полученные серебряные наноструктуры. В результате реакции серебра с травителем образовались галогениды серебра:



Аналогичные реакции происходят при образовании йодида серебра. Ионы йода присутствуют в травителе в качестве примеси к хлориду натрия.

Длину получаемых нанопроволок контролировали в растровом электронном микроскопе (РЭМ) JCM 6000 Plus (Jeol, Япония) со встроенной приставкой для энергодисперсионной спектроскопии. РЭМ-изображение массива нанопроволок представлено на рис. 1. Исследования проводили в режиме детектирования вторичных электронов при ускоряющем напряжении 15 кВ. Видно, что серебряные нанопроволоки расположены не строго перпендикулярно поверхности матрицы и часто пересекаются. Длина нанопроволок, заполняющих поры матрицы ПЭТФ, неодинакова в одном и том же образце.

Рентгенофазовый анализ (РФА) осуществляли на порошковом рентгеновском дифрактометре X'pert Pro MPD (PANalytical, Нидерланды) при ускоряющем напряжении 40 кВ, токе 40 мА с использованием медного излучения ($\text{CuK}_\alpha = 1.54 \text{ нм}$).

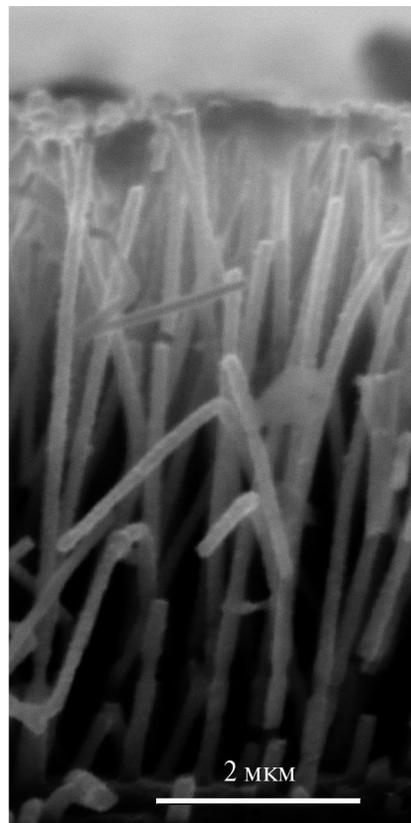


Рис. 1. РЭМ-изображение сетки из серебряных нанопроволок диаметром 100 нм после удаления полимерной трековой мембраны.

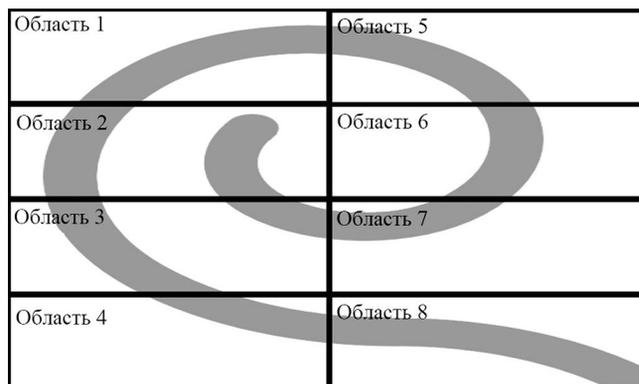


Рис. 2. Схема расположения анода относительно зон нарезки образца.

Съемку проводили в геометрии Брэгга–Брентано. Для расшифровки дифрактограмм применяли программу High Score Plus и базу данных ICSD PDF-4.

Механические свойства образцов исследовали в режиме одноосного растяжения на универсальной испытательной машине Autograph AGS-5kN (Shimadzu, Япония) при скорости растяжения

Таблица 1. Энергодисперсионный анализ поперечного сечения матрицы (1) и поверхности матрицы (2) (ат. %)

Элемент	Область 1	Область 2
Cl	20.46	33.69
Cu	6.99	62.28
Ag	72.49	4.03
I	0.06	0

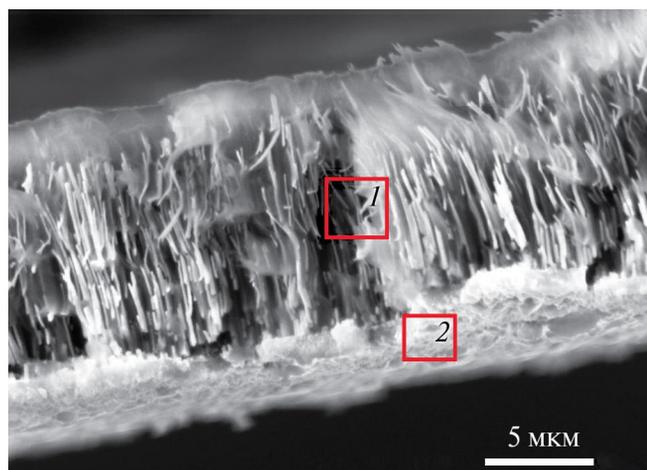


Рис. 3. РЭМ-изображение образца композита со стороны поперечного сечения (1) и плоскости матрицы (2).

2 мм/мин. Образцы обеих серий были нарезаны на восемь частей (рис. 2, области 1–8), после чего из этих частей были получены полоски с размером рабочей части 5×18 мм с помощью ручного вырубного пресса RR/НСР (RAY RAN, Англия). Направление растяжения было выбрано параллельно ходу прокатки пленки. Исследовали упругость (E) и прочность на разрыв (P).

Электрические характеристики массивов нанопроволок измеряли с помощью установки контроля удельного сопротивления Cresbox (Napson, Япония) с использованием стандартного четырехзондового метода постоянного тока [26]. Измерительные зонды были изготовлены из карбида вольфрама, расстояние между соседними зондами 1 мм, радиус закругления острия ~ 150 мкм, нагрузка на измерительную иглу 50 г. При измерении электрических характеристик контакт каждого зонда с поверхностью образца осуществлялся на площади $\sim 0.7 \times 10^{-5}$ см². Таким образом, каждый зонд контактировал не с одной нанопроволокой, а с массивом, состоящим в среднем из ~ 10800 нанопроволок. Сопротивление исследуемых образцов измеряли в 250 точках, равномерно распределенных по поверхности каждого образца, с целью получения усредненного сопротивления всего массива нанопроволок, а также нивелирования вклада неупорядоченного расположения пор.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В работе получены металлополимерные композиты с диаметром нанопроволок 100 нм.

Таблица 2. Результаты измерений электрических и механических характеристик образцов

Область	$1/R$, Ом ⁻¹	P , МПа	E , ГПа	O	D , нм
1–1	0.000295			0.05676	35
1–2	0.002532	89.09	4.7	0.03629	37
1–3	0.0025	80.88	5.2	0.04504	44
1–4	0.002778			0.03669	42
1–5	0.000139	67.32	4.4	0.01019	34
1–7	0.000139	76.04	4.2	0.03454	44
1–8	0.000342	72.07	4.2	0.04841	40
2–1	0.003703			0.05676	43
2–2	0.003311	99.11	5.4	0.03629	49
2–3	0.002353	98.64	5.5	0.04504	50
2–5	0.000001	42.00	3.9	0.01019	41
2–6	0.000722	100.64	5.7	0.02497	49
2–7	0.001801	80.39	6.3	0.03454	43
2–8	0.003571	82.02	4.9	0.04841	37

Примечание. $1/R$ – обратное сопротивление, P – прочность на разрыв, E – упругость, O – отношение площади анода к площади катода, D – диаметр нанопроволок.

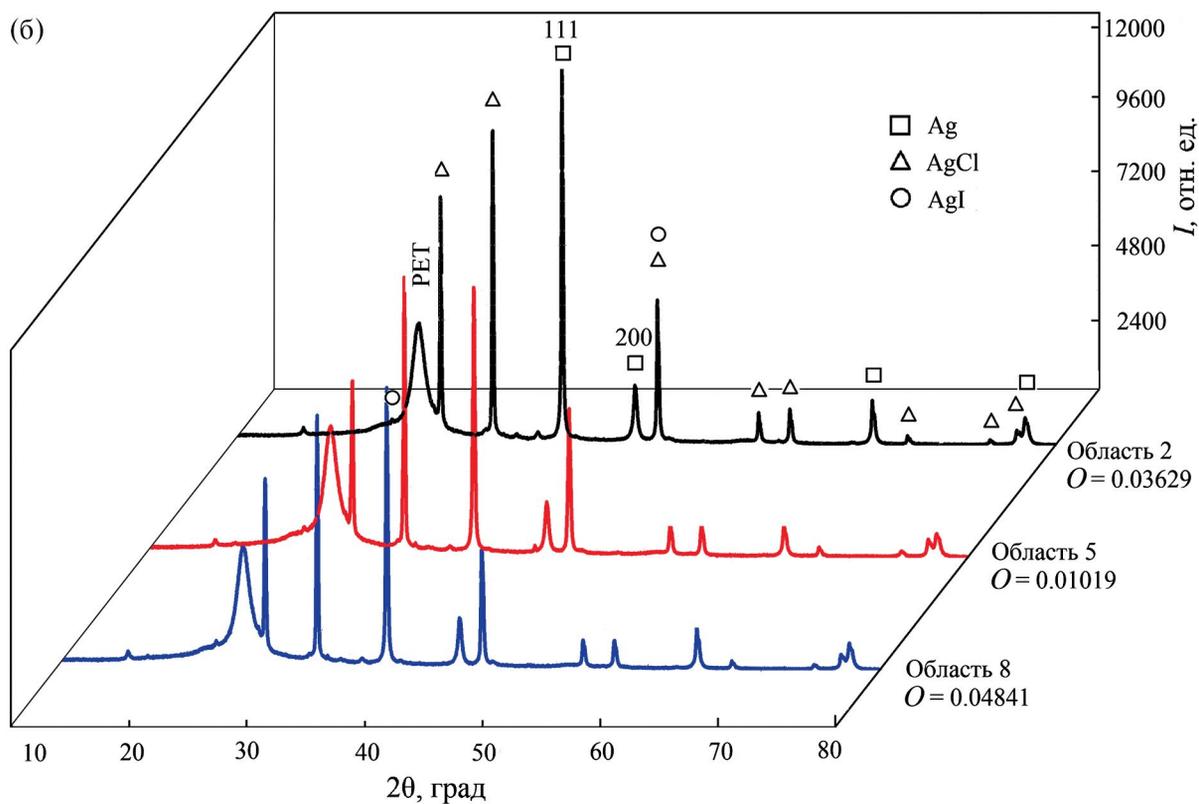
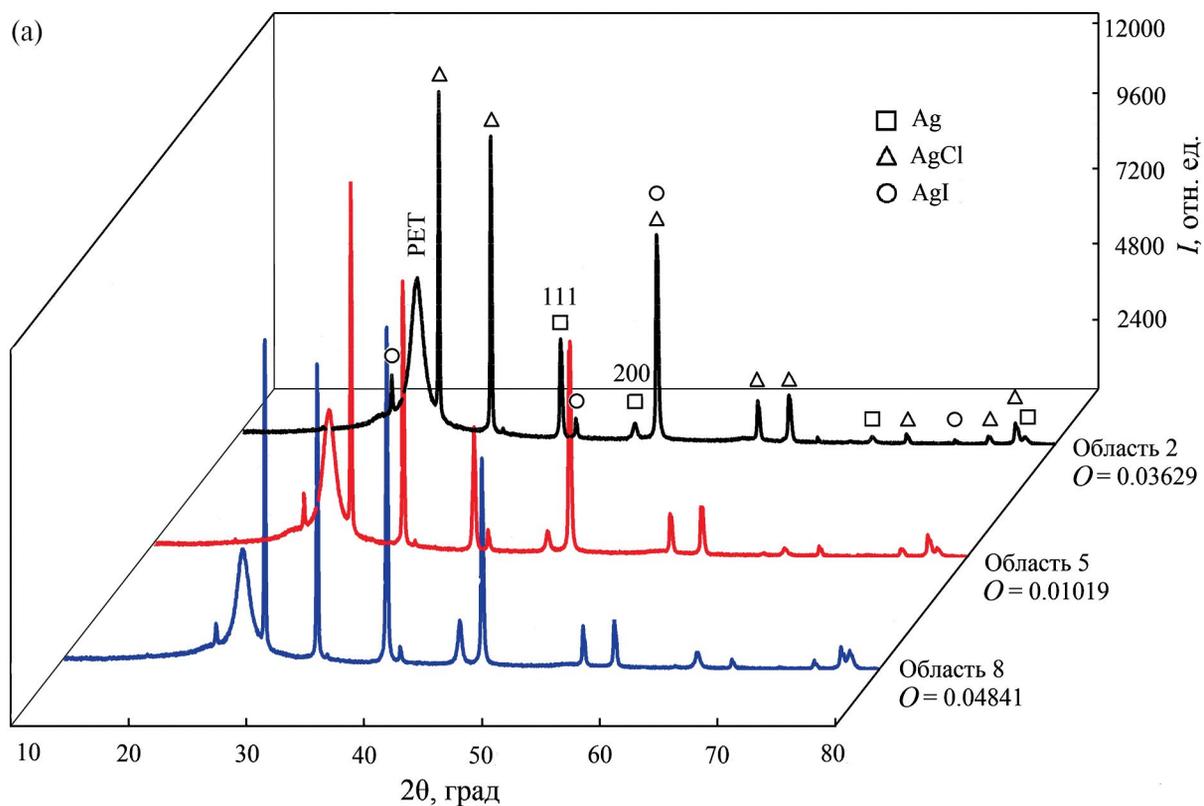


Рис. 4. Дифрактограммы образцов первой (а) и второй (б) серий.

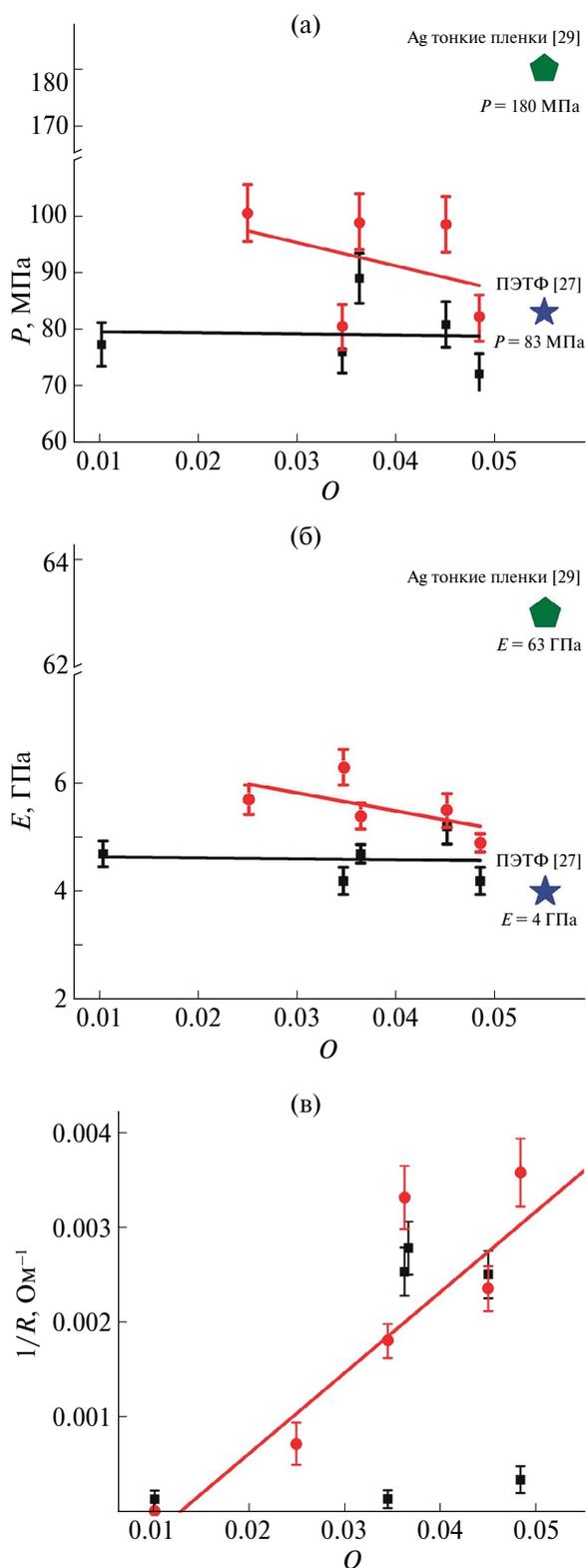


Рис. 5. Зависимости для первого (квадраты) и второго (кружки) образцов композита от отношения площади анода к площади катода O : а – прочности на разрыв P , б – модуля упругости E , в – обратного сопротивления $1/R$.

Нанопроволоки выращивали до начала выхода материала на поверхность матрицы. Для характеристики областей роста (рис. 2) было выбрано отношение площади анода к площади катода $O = S_{\text{анод}}/S_{\text{катод}}$. В ходе РЭМ-исследований проведен энергодисперсионный анализ поперечного сечения матрицы, а также поверхности матрицы (табл. 1). На рис. 3 представлено РЭМ-изображение композита. Основные соединения проводящего композита на основе Ag включают в себя также примеси Cl и I. Пик Si относится к остаткам подложки, которая не полностью удалена при селективном травлении.

Исследования методом РФА показали присутствие не только фазы чистого серебра, но и галогенидов AgCl и AgI (рис. 4). Образование этих фаз происходит, в том числе, на этапе электроосаждения металла в поры. В случае образцов, выращенных в течение 100 циклов, количество фаз AgCl и AgI значительно выше, чем в случае образцов, выращенных в условиях 50 циклов. Это происходит из-за того, что образование галогенидов в объеме и на поверхности трековой мембраны идет только в присутствии серебра. Средний размер кристаллитов рассчитан по формуле Дебая–Шеррера: $D = 39.42$ и 44.57 нм для образцов первой и второй серий соответственно, что говорит о большей степени кристалличности образцов второй серии. Результаты измерений электрических и механических характеристик образцов представлены в табл. 2.

Исследования электрических и механических характеристик подтверждают эти предположения. Измерения механических характеристик показали возможность упрочнения трековой мембраны в результате образования массива нанопроволок. Действительно, по сравнению с исходной ПЭТФ-мембраной [27] E и P выше у образцов второй серии. Наблюдается динамика линейного падения механических характеристик с увеличением O . Это связано с увеличением скорости роста при увеличении O , что приводит не только к более быстрому образованию переростков, но и к увеличению неоднородности нанопроволок по длине [28]. В результате происходит разрыв в областях неоднородностей. В случае образцов первой серии распределения прочности на разрыв, а также упругости относительно однородны при различных значениях O , однако механические характеристики находятся на уровне исходной ПЭТФ-мембраны. Это может быть связано с избыточным временем роста образцов, приводящим к образованию большого количества переростков. В случае образцов первой серии такие переростки присутствовали на всей поверхности трековой мембраны. В результате образовывалась многослойная структура с практически сплошной, неравномерной пленкой из смеси серебра и галогенидов серебра, которая после роста механически удалялась, оставляя после себя нарушенный массив нанопроволок. Это

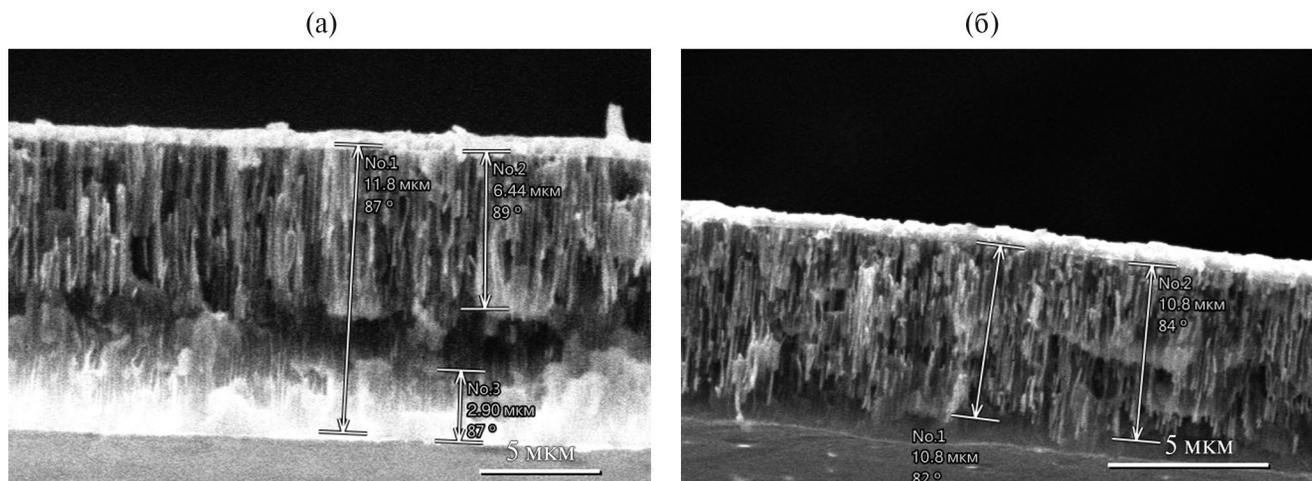


Рис. 6. РЭМ-изображение первого (а) и второго (б) образцов композита. Стрелками обозначены длины нанопроволок.

приводило к ухудшению механических характеристик композита и потере армирующего характера массива нанопроволок.

При увеличении O зависимость электрических свойств показывает линейный рост электрических свойств образцов второй серии, так как при увеличении отношения площадей увеличиваются скорость роста нанопроволок и их длина. Как известно [22], удлинение нанопроволок при использовании трековой мембраны данного типа приводит к увеличению проводимости, что и наблюдается на образцах второй серии.

Выраженной зависимости электрических свойств для образцов серии 1 не наблюдалось (рис. 5). Наблюдаются как области с малой проводимостью, возникающие из-за описанных выше процессов образования и удаления переростков, так и проводящие области, толщина переростков в которых, видимо, была не столь значительна, в результате чего измерительные зонды достигали проводящего массива, что говорит о неоднородном росте нанопроволок. Происходило это потому, что методика измерения электрических характеристик подразумевала нагрузку 50 г на каждый измерительный зонд. Кроме того, результаты РФА говорят об образовании значительного количества фазы чистого серебра в образцах первой серии в областях с высоким значением O (рис. 4), что соотносится с результатами исследования электрических характеристик.

С помощью метода РЭМ косвенно удалось подтвердить более высокую прочность образцов второй серии (рис. 6). Нанопроволоки образцов первой серии были разорваны в большинстве участков в ходе получения срезов. Нанопроволоки образцов второй серии остались целыми на всех участках.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показана возможность образования проводящего металлополимерного композита на основе содержащих серебро нанопроволок. Электрические характеристики композитов зависят как от времени осаждения, так и от отношения площадей анода и катода ($S_{\text{анод}}/S_{\text{катод}}$). Полученные металлополимерные композиты обладают механическими характеристиками, превышающими характеристики трековой мембраны из ПЭТФ. Однако с увеличением $S_{\text{анод}}/S_{\text{катод}}$ и времени осаждения эти значения падают из-за увеличения скорости роста, приводящего к образованию неоднородных по длине нанопроволок. Таким образом, проводящие серебряносодержащие нанопроволоки могут выступать в качестве армирующих структур для проводящих металлополимерных композитов, обладающих высокой электропроводностью и перспективных для применения в элементах гибкой электроники.

Работа выполнена в рамках государственного задания НИЦ “Курчатовский институт”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Goki E., Fanchini G., Manish C. // Nature Nanotechnology. 2008. V. 3. P. 270. <https://doi.org/10.1038/nnano.2008.83>
2. Ye S., Rathmell A.R., Chen Z. et al. // Adv. Mater. 2014. V. 26. P. 6670. <https://doi.org/10.1002/adma.201402710>
3. Langley D., Giusti G., Mayousse C. et al. // Nanotechnology. 2013. V. 24. P. 452001. <https://doi.org/10.1088/0957-4484/24/45/452001>
4. Hecht D.S., Hu L., Irvin G. // Adv Mater. 2011. V. 23. P. 1482. <https://doi.org/10.1002/adma.201003188>

5. McCoul D., Hu W., Gao M. et al. // *Adv. Electron. Mater.* 2016. V. 2. P. 1500407. <https://doi.org/10.1002/aelm.201500407>
6. Kumar A., Zhou P. // *ACS Nano*. 2010. V. 4. P. 11. <https://doi.org/10.1021/nn901903b>
7. Mayousse C., Celle C., Moreau E. et al. // *Nanotechnology*. 2013. V. 24. P. 215501. <https://doi.org/10.1088/0957-4484/24/21/215501>
8. Kwon J., Suh Y.D., Lee J. et al. // *J. Mater. Chem.* 2018. V. 6. P. 7445. <https://doi.org/10.1039/c8tc01024b>
9. Celle C., Mayousse C., Moreau E. et al. // *Nano Res.* 2012. V. 5. P. 427. <https://doi.org/10.1007/s12274-012-0225-2>
10. Jiu J., Suganuma K. // *IEEE Trans. Components, Packaging Manufactur. Technol.* 2016. V. 6. P. 1733. <https://doi.org/10.1109/tcpmV.2016.2581829>
11. Lan W., Chen Y., Yang Z. et al. // *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 2017. V. 9. № 7. P. 6644. <https://doi.org/10.1021/acsami.6b16853>
12. Kaikanov M., Amanzhulov B., Demeuova G. et al. // *Nanomaterials (Basel)*. 2020. V. 10. P. 2153. <https://doi.org/10.3390/nano10112153>
13. Kim Y.J., Kim G., Kim H.-K. // *Metals*. 2019. V. 9. P. 1073. <https://doi.org/10.3390/met9101073>
14. Seo V.H., Lee S., Min K.H. et al. // *Sci. Rep.* 2016. V. 6. P. 29464. <https://doi.org/10.1038/srep29464>
15. Pham S.H., Ferri A., Da A. et al. // *Adv. Mater. Interfaces*. 2022. V. 9. P. 2200019. <https://doi.org/10.1002/admi.202200019>
16. Xu H., Shang H., Wang C., Du Y. // *Adv. Funct. Mater.* 2020. V. 30. P. 2000793. <https://doi.org/10.1002/adfm.202000793>
17. Maisch P., Tam K., Lucera L. et al. // *Org. Electron.* 2016. V. 38. P. 139. <https://doi.org/10.1016/j.orgel.2016.08.006>
18. Zhang L., Song V., Shi L. et al. // *J. Nanostruct. Chem.* 2021. V. 11. P. 323. <https://doi.org/10.1007/s40097-021-00436-3>
19. Lee J., Lee P., Lee H. et al. // *Nanoscale*. 2012. V. 4. P. 6408. <https://doi.org/10.1039/c2nr31254a>
20. Lee P., Lee J., Lee H. et al. // *Adv. Mater.* 2012. V. 24. P. 3326. <https://doi.org/10.1002/adma.201200359>
21. Mitrofanov A.V., Apel P.Y., Blonskaya I.V. et al. // *Tech. Phys.* 2006. V. 51. P. 1229. <https://doi.org/10.1134/S1063784206090209>
22. Doludenko I.M., Volchkov I.S., Turenko B.A. et al. // *Mater. Chem. Phys.* 2022. V. 287. P. 126285. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.126285>
23. Буркат Г.К. Электроосаждение драгоценных металлов. СПб.: Политехника, 2009. 21 с.
24. Natter H., Hempelmann R. // *J. Phys. Chem.* 1996. V. 100. P. 19525. <https://doi.org/10.1021/jp9617837>
25. Глинка Н.Л. Общая химия. М.: Интеграл-пресс, 2003. 727 с.
26. Smits F.M. // *Bell Syst. Tech. J.* 1958. V. 37. P. 711.
27. Акименко С.Н., Мамонова Т.И., Орелович О.Л. и др. // ВИНТИ. Сер. Критические технологии. Мембраны. 2002. Т. 15. С. 21.
28. Doludenko I.M. // *Inorg. Mater.: Appl. Res.* 2022. V. 13. P. 531. <https://doi.org/10.1134/S2075113322020125>
29. Wakamoto K., Mochizuki Y., Otsuka V. et al. // *Materials*. 2020. V. 13. P. 4061. <https://doi.org/10.3390/ma13184061>

STUDY OF ELECTRICAL PROPERTIES AND CHARACTERIZATION OF A METAL-POLYMER CONDUCTOR BASED ON SILVER-CONTAINING NANOWIRES

D. V. Panov^{a,*}, I. S. Volchkov^a, N. P. Kovalets^b, P. L. Podkur^a, I. O. Koshelev^a, V. M. Kanevskiy^a

^aShubnikov Institute of Crystallography of Kurchatov Complex of Crystallography and Photonics of NRC "Kurchatov Institute", Moscow, Russia, Akademika Kurchatova 1 Str., 123182 Moscow, Russia

^bMoscow Pedagogical State University, 1/1 Malaya Pirogovskaya Str., 119991 Moscow, Russia

**e-mail: dggamer@mail.ru*

Abstract. The possibility of forming a conductive metal-polymer composite based on an array of intersecting silver-containing nanowires has been demonstrated. It has been determined that the electrical and mechanical characteristics of the composites depend both on the deposition time and on the ratio of the anode to cathode areas. The resulting metal-polymer composites had mechanical characteristics exceeding those of polymer track membranes made of polyethylene terephthalate. At the same time, with an increase in the ratio of anode to cathode areas and an increase in deposition time, the samples exhibit a decrease in the values of electrical conductivity (0.0025 Ω^{-1} – at 100 growth cycles, 0.0033 Ω^{-1} – at 50 cycles), strength (90 MPa – at 100 cycles, 99 MPa – at 50 cycles) and elastic modulus (4.7 GPa – at 100 cycles, 5.4 GPa – at 50 cycles). The data obtained indicate that conductive silver-containing nanowires can be reinforcing structures for conductive metal-polymer composites with high electrical conductivity values, promising for use in flexible electronics elements.