

ТЕРМОРЕГУЛИРУЕМЫЕ ПОВЕРХНОСТНЫЕ СВОЙСТВА МЕМБРАН НА ОСНОВЕ КОНЦЕНТРИРОВАННОГО ЗОЛЯ СЕРЕБРА, СТАБИЛИЗИРОВАННОГО АОТ В *n*-ДЕКАНЕ

А. Н. Колодин¹

¹Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск, Россия
e-mail: kolodin@niic.nsc.ru

Аннотация. Проведена комплексная детализация поверхностных свойств серебряных мембран (содержание металла до 97 масс. %), полученных по принципу самосборки из электрофоретического концентрата наночастиц (~1.7 М), прокаленного при температуре от 250 до 500°C. Повышение температуры термолиза частиц позволяет влиять на характеристики конечной мембраны. Установлено, что среднеквадратичная шероховатость поверхности лицевой и оборотной сторон увеличивается (с 47 до 104 нм и с 119 до 152 нм соответственно), а пористость снижается (с 52.7 до 28.4% и с 46.1 до 19.9% соответственно). Благодаря серебряной основе и развитой пористой структуре образцы характеризуются низкой механической жесткостью (~481 кПа) и могут быть использованы для последующей модификации с помощью силовой литографии. Независимо от температуры прокаливания, мембраны демонстрируют наличие асимметрии смачивания. Разница значений углов смачивания воды на лицевой и оборотной сторонах мембраны достигает 52°.

Ключевые слова: мембрана, органоноль, наночастица серебра, пористость, смачиваемость

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-73-00200, <https://rscf.ru/project/24-73-00200/>.

Конфликт интересов. Автор данной работы заявляет, что у него нет конфликта интересов.

Благодарность. Автор выражает благодарность Министерству науки и высшего образования Российской Федерации.

Ссылка для цитирования: Колодин А.Н. Терморегулируемые поверхностные свойства мембран на основе концентрированного золя серебра, стабилизированного АОТ в *n*-декане. *Коллоидный журнал / Colloid journal*. 2026. Т. 88. № 1. С. 3–20. <https://doi.org/10.31851/S0023291226010016>

Поступила в редакцию 15.07.2025

После доработки 17.09.2025

Принята к публикации 19.09.2025

THERMO-REGULATED SURFACE PROPERTIES OF MEMBRANES BASED ON CONCENTRATED SILVER SOL STABILISED BY AOT IN *n*-DECANE

A. N. Kolodin¹

¹*Nikolaev Institute of Inorganic Chemistry, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, Russia*
e-mail: kolodin@niic.nsc.ru

Abstract. A comprehensive analysis of the surface properties of silver membranes (metal content up to 97 wt %) was performed. The membranes were obtained via self-assembly from an electrophoretic nanoparticle concentrate (~1.7 M), followed by sintering at 250–500°C. Increasing the sintering temperature modifies the surface properties of the membrane's front and back sides. The root-mean-square roughness increases (from 47 to 104 nm and from 119 to 152 nm, respectively). Porosity decreases (from 52.7 to 28.4% and from 46.1 to 19.9%, respectively). Due to low mechanical stiffness (~481 kPa), the obtained membranes are suitable for further modification via force lithography. Regardless of sintering temperature, the membranes exhibit wetting asymmetry. The water contact angle difference between the two sides reaches 52°.

Keywords: membrane, organosol, silver nanoparticle, porosity, wettability

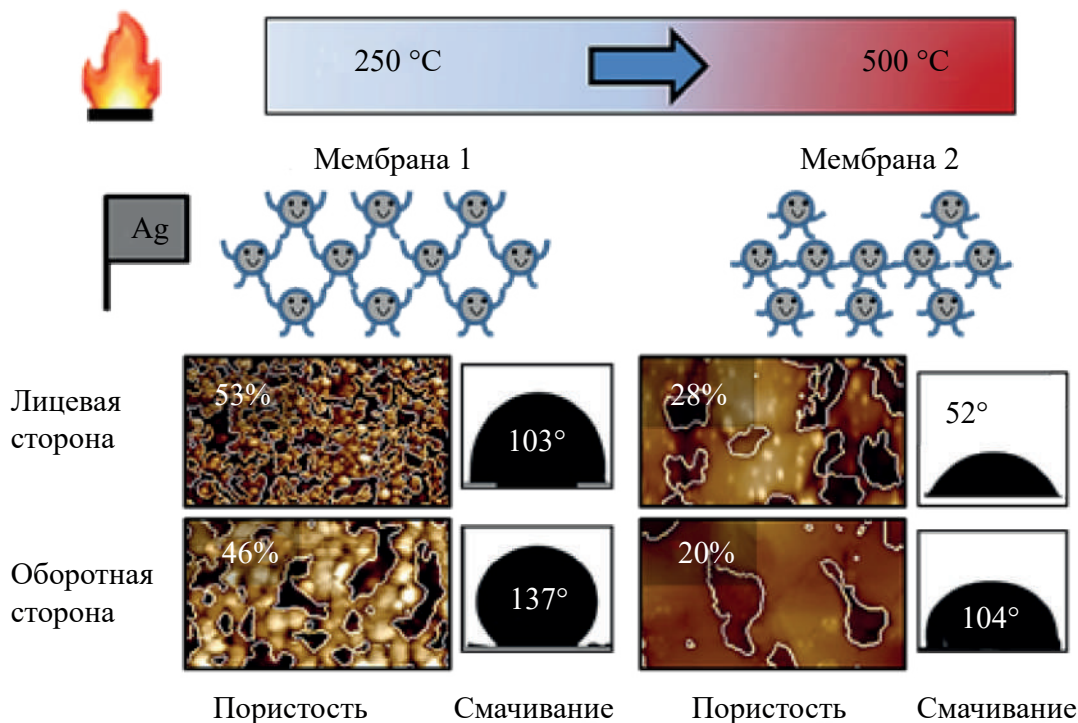
Funding. This work was supported by the Russian Science Foundation under grant no. 24-73-00200 (<https://rscf.ru/project/24-73-00200/>, accessed on 29 June 2025).

Conflict of interests. The author of this work declares that he has no conflict of interest.

Acknowledgements. The author is grateful to the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation.

For Citation: Kolodin A.N. Thermo-Regulated Surface Properties of Membranes Based on Concentrated Silver Sol Stabilised by AOT in *n*-decane. *Kolloidnyy Zhurnal / Colloid Journal*. 2026;88(1):3–20. (In Russ.) <https://doi.org/10.31851/S0023291226010016>

Received July 15, 2026
Revised September 17, 2026
Accepted September 19, 2026



ВВЕДЕНИЕ

Серебряные мембраны, полученные спеканием наночастиц, являются перспективным материалом для развития наукоемких направлений микроэлектроники [1, 2], а также высокотехнологичных подходов водоподготовки [3–5]. Такие мембраны находят свое применение в производстве элементов «умной одежды» [6–8] и гибких портативных устройств (сенсоров, планшетов и т.п.) [2, 9]. Активно продвигается идея внедрения данного материала в установки по опреснению и очистке воды от механических и органических загрязнений [10]. При этом серебряная основа может придавать мембранам дополнительные каталитические и бактерицидные свойства [11–15].

Концепция формирования мембран из отдельных наночастиц по принципу самосборки (маршрут: «снизу-вверх» [16]) является наиболее привлекательной, поскольку дает ряд преимуществ. Для получения мембран требуется меньшее количество серебра, поскольку их пористая структура изначально не формируется из объемного материала путем отжига или химического травления, а «собирается» из отдельных наночастиц. Процесс самосборки можно контролировать (с помощью температуры, химических добавок и т.д.), и создавать материал с определенными функциональными свойствами: шероховатостью, пористостью, смачиваемостью и т.д. [17]. При этом обеспечивается изотропия соответствующих свойств благодаря монодисперсному характеру применяемых наночастиц.

Высокая привлекательность выше представленного подхода предопределила бурное развитие синтетических методов получения наночастиц в виде органо- и гидрозолей, а также органогелей [18–28]. Исследователи активно рассматривают такие концентрированные дисперсные системы в качестве «наночернил» для 2D- и 3D-печати пористых пленок из наночастиц серебра и других материалов [29–35]. Тем не менее, применение концентрированных золей для получения мембран в литературе представлено слабо [36, 37]. Отсутствие подробной информации, главным образом, обусловлено сложностями в описании и прогнозировании свойств поверхностей полученных образцов, поскольку селективность процесса самосборки зависит от множества факторов: дисперсного состава исходного золя, внешних условий среды, химической природы и концентрации стабилизатора [25, 38]. Между тем данные о поверхностных свойствах конечных систем (например, гидрофильности, олеофобности и размере пор) являются критически важными для оценки перспектив их практического применения в качестве фильтрующего материала, а также гибкой токопроводящей основы.

В данной работе будет проведено всестороннее исследование свойств поверхности серебряных мембран (элементного состава, смачиваемости, морфологии, шероховатости и пористости), полученных на основе концентрированного органозоля, стабилизированного ионным ПАВ (бис-(2-этилгексил)сульфосукцинатом натрия, АОТ). Формирование мембран будет проходить путем терморегулируемой самосборки наночастиц

на твердой подложке по ранее разработанной методике [39], дополненной заключительной стадией отделения конечных систем с помощью расклинивающей жидкости. Поскольку процесс самосборки наночастиц под действием термолиза предполагает протекание нескольких параллельных процессов (а именно, деструкции стабилизатора и десорбции газообразных продуктов его разложения) [27], исследование физико-химических свойств будет выполнено на образцах, полученных в широком диапазоне температур. Представленный массив данных позволит выявить закономерности изменения параметров поверхности и прогнозировать ее свойства с целью создания материалов с заданными функциональными особенностями.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Реактивы и материалы

Для работы были использованы следующие материалы и реактивы: предметное стекло (ПАО «Стеклоприбор»), *n*-декан (99%, ОАО «Реактив»), дистиллированная вода, гидразин моногидрат (99%, ЗАО «Вектон»), нитрат серебра (99.9%, ОАО «Уральский завод химических реактивов»), краситель «Метиленовый синий» (98.7%, АО «ЛенРеактив»), а также ионный ПАВ для стабилизации наночастиц (АОТ, 97%, «Sigma Aldrich»).

Синтез и концентрирование наночастиц

Наночастицы серебра были получены в обратно-эмульсионной системе согласно ранее описанному подходу [39]. Аликвоты свежеприготовленных водных растворов соли серебра (2 мл, 0.3 М) и гидразина (2 мл, 10 М) по каплям добавляли в обратно-мицеллярный раствор АОТ в *n*-декане (10 мл, 0.25 М) при перемешивании (100 мин⁻¹). Исходные реагенты вводили в следующем порядке: нитрат серебра, гидразин. Восстановление серебра проводили в течение часа при комнатной температуре и перемешивании (100 мин⁻¹). По окончании синтеза реакцию смесь очищали от водной фазы и грубодисперсного осадка серебра с помощью центрифугирования (1500 мин⁻¹, 10 мин) и последующего обезвоживания в открытом стакане на магнитной мешалке (100 мин⁻¹, 2 ч). Выход синтеза был установлен спектрофотометрически и составил ~41% (коэффициент экстинкции на длине волны 405 нм и длина оптического пути были равны 1.1×10⁴ М⁻¹·см⁻¹ и 1 см соответственно [24]).

Далее органозоль подвергали концентрированию методом неводного электрофореза. Процедуру проводили в ячейке конденсаторного типа с горизонтально ориентированными медными электродами при постоянном напряжении (~300 В) в течение 3 ч. Межэлектродный зазор и площадь каждого электрода составили 1 см и 16 см² соответственно. Значения степени извлечения и коэффициента концентрирования достигали 97% и 96 соответственно. Конечная концентрация частиц в органозоле составила 1.7 М. Частицам соответствует

мономодальное распределение по гидродинамическому диаметру (D_h). Значение параметра было установлено с помощью фотон-корреляционного спектрометра NanoOmni (Brookhaven) по ранее описанной методике [39]. Длина волны и мощность лазера были равны 640 нм и 35 мВт соответственно. Разброс и среднее значение функции распределения параметра D_h составили 1.7 и 10.6 нм соответственно (рис. 1).

Получение серебряных мембран

Мембраны были получены в несколько стадий. На 1-й стадии на основе концентрированного золя была сформирована серебряная пленка [39]. Аликвоту концентрата наночастиц (50 мкл) равномерно наносили на стеклянную подложку методом «Doctor Blade» и высушивали в течение суток при комнатной температуре. Затем на 2-й стадии высушенную пленку подвергали термолизу в присутствии кислорода при 250–500°C в течение 2 ч (лаб. печь L 03/12, Чехия) для контролируемого спекания наночастиц. На 3-й заключительной стадии прокаленную пленку отделяли от стеклянной подложки путем погружения на 3–6 ч в дистиллят (комнатной температуры), выступающего в качестве расклинивающей жидкости. Полученную таким образом мембрану высушивали в течение суток при комнатной температуре.

Методы характеристики пленок и мембран

Комплексное исследование морфологии, шероховатости, пористости и механических свойств проводили с помощью сканирующей зондовой лаборатории Ntegra Prima II (NT-MDT, Россия). Измерения методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) выполнялись при относительной влажности 11.8% и температуре 25.8°C. Параметры измерительных зондов (l_{pr} – длина балки, w_{pr} – ширина балки, z_{pr} – толщина балки, ν_{pr} – резонансная частота, k_{pr} – силовая константа, r_{pr} и Φ_{pr} – радиус закругления и угол раствора конуса иглы соответственно) представлены в табл. 1. Обработка результатов выполнялась с помощью программного обеспечения Nova SPM.

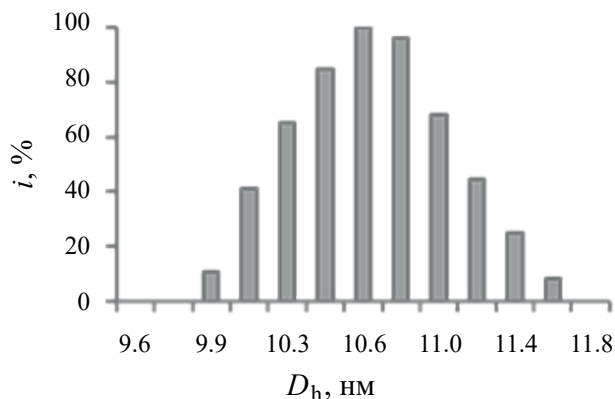


Рис. 1. Функция распределения наночастиц серебра по гидродинамическому диаметру в электрофоретическом концентрате

Таблица 1. Параметры измерительных зондов для микроскопических исследований

Зонд	l_{pr} , МКМ	w_{pr} , МКМ	z_{pr} , МКМ	v_{pr} , КГц	k_{pr} , Н·м ⁻¹	r_{pr} , НМ	Φ_{pr} , °
NSG10	125	27	2.75	240	11.8	10	10
FMG01	225	28	3	60	3	6	10

Съемку топологии поверхности проводили в полу-контактном режиме с помощью зонда NSG 10. Скорость и площадь сканирования составили 20 мкм·с⁻¹ и 10×10 мкм² соответственно. Расчеты параметров морфологии (R_{sk} – асимметрии профиля, R_{ku} – эксцесса профиля) и шероховатости (R_a – среднего арифметического отклонения профиля, R_q – среднеквадратичного отклонения профиля, R_z – средней максимальной высоты профиля по 10 точкам) были выполнены в соответствии с международным стандартом ASME B46 [40] согласно следующим формулам:

$$R_{sk} = \frac{1}{R_q^3} \left[\frac{1}{L} \int_0^L Z^3(l) dl \right], \quad (1)$$

$$R_{ku} = \frac{1}{R_q^4} \left[\frac{1}{L} \int_0^L Z^4(l) dl \right], \quad (2)$$

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L Z(l) dl, \quad (3)$$

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{L} \int_0^L Z^2(l) dl}, \quad (4)$$

$$R_z = \left(\sum_{i=1}^5 |H_{i \max}| + \sum_{i=1}^5 |H_{i \min}| \right) / 5, \quad (5)$$

где $Z(l)$ – отклонение высоты от линии профиля для каждой точки данных, $H_{i \max}$ и $H_{i \min}$ – значения высоты пяти наиболее высоких пиков и глубины пяти наиболее глубоких впадин профиля соответственно.

Оценку механических характеристик проводили с помощью АСМ зонда FMG01 в режиме силовой спектроскопии. Значения работы адгезии (W_a) и модуля Юнга (E) были рассчитаны с помощью уравнений Дерягина-Мюллера-Топорова и Герца соответственно [41, 42]:

$$W_a = \frac{F_a}{2\pi r_{pr}}, \quad (6)$$

$$P = \frac{4}{3} \cdot \frac{E}{(1-\nu^2)} \sqrt{r_{pr}} \cdot h_{pr}^{3/2}, \quad (7)$$

где F_a – сила адгезии, P – значение приложенной нагрузки, ν – коэффициент Пуассона, h_{pr} – глубина продавливания поверхности образца с помощью АСМ зонда.

Расчет параметров пористой структуры (N_p , d_p , h_p , V_p , и ϕ_p – численной концентрации, диаметра, глубины и объема пор, а также пористости соответственно) на поверхности мембран и плотности соответствующего материала (ρ) проводили путем обработки сканов АСМ в режиме гранулированного анализа с регистрацией локальных минимумов. Для оценки аналогичных

параметров на глубине материала поверхность образца предварительно модифицировали путем среза верхних слоев методом силовой литографии. Обработку поверхности проводили с помощью АСМ зонда FMG01. Квадратную текстуру размером 40×40 мкм² и глубиной ~250 нм наносили со скоростью 20 мкм·с⁻¹. Расчет параметров проводили в центральной области обработанного участка площадью 10×10 мкм².

Оценку толщины мембран (h_z), а также исследование их элементного состава проводили на растровом электронном микроскопе Jeol JSM 6700F (JEOL, Япония), оснащенный приставкой для энергодисперсионной спектроскопии EDS Bruker Quantax 200 с детектором X-Flash 6–60. Значение h_z определяли по результатам анализа области среза. Образец сканировали под углом 70° к поверхности при увеличении 10000х. Спектры энергодисперсионного анализа записывали при энергии электронного пучка ~15 кэВ.

Исследование смачиваемости, а также оценку проницаемости мембран проводили с помощью метода определения углов смачивания на оптической системе OCA 15 PRO (DataPhysics Instruments, Германия). Измерение угла смачивания (θ_w) было выполнено в режиме сидячей капли на открытом воздухе. Комнатная температура и относительная влажность составляли 25°C и 10% соответственно. Диаметр иглы подающего шприца, а также объем формируемой капли были равны 0.51 мм и ~1 мкл соответственно. Обработку изображений капель тестовой жидкости проводили с помощью программного обеспечения SCA 20 по алгоритму Лапласа. Значение θ_w было определено как среднее из 3 измерений. Оценку проницаемости мембран проводили путем пропускания капли (~1.1 мкл) водного раствора красителя «Метиленовый синий» (10 мг/л, рН ≈ 7). Процесс впитывания красителя отслеживали в режиме сидячей капли с функцией динамического слежения (6 изм./мин). Запись начинали сразу после высаживания капли на поверхность образца и продолжали до полного впитывания. Непосредственно перед съемкой мембрану размещали на фильтровальной бумаге, выступающей в качества «маркера», свидетельствующего о сквозном прохождении капли красителя через исследуемый образец.

Наличие крупных дефектов на поверхности мембран фиксировали с помощью цифрового оптического микроскопа Celestron, оснащенного LCD-экраном II. Съемку выполняли при увеличениях 4х и 10х в режиме обратного света.

Наличие электропроводящих свойств у мембран устанавливали с помощью метода Ван дер Пау.

Измерения были выполнены с применением мультиметра Keithley, модель 2110 5¹/2. Значение поверхностного сопротивления мембран (R_s) рассчитывали как среднее из 5 измерений.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Морфология мембран

Контролируемый термолиз наночастиц серебра позволяет формировать на их основе мембраны с развитым рельефом поверхности (3D-сканы, рис. 2, 3). При этом синтетическая методика способствует получению однородных образцов. Данный факт обусловлен количественным спеканием наночастиц металла друг с другом в процессе термолиза в выбранном диапазоне температур ($\geq 250^\circ\text{C}$) [39]. В результате отделение конечных мембран от исходной подложки путем их погружения в расклинивающую жидкость не приводит к частичному разрушению образца в силу процессов редиспергирования частиц серебра.

Характер морфологии мембран меняется в зависимости от условий получения. Размер зерен повышается с ростом температуры вследствие интенсификации процессов разложения стабилизатора, а также спекания частиц в процессе термической обработки [27]. При этом обратная сторона характеризуется более резкой динамикой изменения морфологии рельефа. Об этом свидетельствует вид соответствующих профилей (рис. 2, 3). Полученный результат, вероятно, обусловлен тем, что на стадии термолиза будущая мембрана препятствует десорбции газообразных продуктов разложения АОТ в виде молекул CO_2 и SO_2 с обратной стороны. Таким образом, в нижней части мембраны (между образцом и подложкой) образуется область повышенного давления, способствующая укрупнению зерен и их локализации широкими впадинами.

Для более подробной детализации изменений была проведена оценка соответствующих характеристических

параметров профилей (табл. 2). Изначально при 250°C лицевая и обратная стороны характеризуются сопоставимыми значениями эксцесса (R_{ku}) и асимметрии (R_{sk}) профиля (2.8 ± 0.5 и 2.6 ± 0.3 , а также 0.5 ± 0.3 и 0.4 ± 0.3 соответственно). Повышение температуры отжига приводит к росту асимметрии сторон: параметры R_{ku} и R_{sk} монотонно увеличиваются для лицевой стороны, тогда как для обратной — меняются в пределах погрешности и составляют ~ 2.6 и 0.4 соответственно.

Вместе с тем независимо от условий получения выступы поверхности мембран доминируют над впадинами ($R_{sk} > 0$ [43]), что в целом является характерным для пленок и покрытий, полученных по принципу самосборки из электрофоретических концентратов наночастиц серебра и других материалов [28, 39]. При этом в результате спекания частиц происходит «сглаживание» зерен, вследствие чего у образцов преобладают округлые профили поверхности ($R_{ku} < 3$ [43]).

Шероховатость мембран

Класс шероховатости поверхности мембран зависит от условий термообработки исходного электрофоретического концентрата. Среднее арифметическое отклонение профиля (R_a) варьируется в широком диапазоне значений от 38 ± 7 до 187 ± 87 нм (табл. 2). Таким образом, представленный синтетический подход позволяет получать образцы с 9–12 классом шероховатости (ГОСТ 2789–73 [44]). Представленные результаты превышают литературные данные для аналогичных систем [45].

Обратная сторона мембран является более шероховатой. Параметры шероховатости (среднее арифметическое отклонение профиля (R_a), среднеквадратичное отклонение профиля (R_q) и средняя максимальная высота профиля по 10 точкам (R_z)) в целом превосходят показатели лицевой стороны в 1.5–3 раза. При этом изменение температуры термолиза от 250 до 500°C по-разному влияет на шероховатость сторон. Для лицевой стороны имеет место тенденция роста параметров R_a , R_q и R_z , тогда как для обратной стороны они

Таблица 2. Параметры морфологии и шероховатости серебряных мембран

Сторона	$T, ^\circ\text{C}$	R_{ku}	R_{sk}	R_a , нм	R_q , нм	R_z , нм	R_q/R_a
Лицевая	250	2.8 ± 0.5	0.5 ± 0.3	38 ± 7	47 ± 8	167 ± 24	1.23
	300	3 ± 1	0.3 ± 0.4	45 ± 15	55 ± 16	176 ± 32	1.26
	350	2.7 ± 0.5	0.4 ± 0.2	52 ± 8	65 ± 10	211 ± 29	1.25
	400	2.8 ± 0.6	0.4 ± 0.3	63 ± 12	77 ± 14	218 ± 28	1.24
	450	3 ± 1	0.6 ± 0.6	68 ± 13	86 ± 15	224 ± 60	1.28
	500	3.5 ± 0.9	0.6 ± 0.3	79 ± 12	104 ± 15	274 ± 55	1.32
Оборотная	250	2.6 ± 0.3	0.4 ± 0.3	99 ± 12	119 ± 13	370 ± 35	1.21
	300	2.6 ± 0.6	0.4 ± 0.3	177 ± 74	213 ± 88	514 ± 216	1.20
	350	2.8 ± 0.5	0.6 ± 0.3	187 ± 87	230 ± 98	484 ± 164	1.24
	400	2.3 ± 0.5	0.3 ± 0.4	160 ± 57	191 ± 58	387 ± 128	1.21
	450	3 ± 2	0.5 ± 0.6	158 ± 43	198 ± 49	424 ± 127	1.26
	500	2.6 ± 0.7	0.3 ± 0.1	123 ± 67	152 ± 85	371 ± 199	1.24

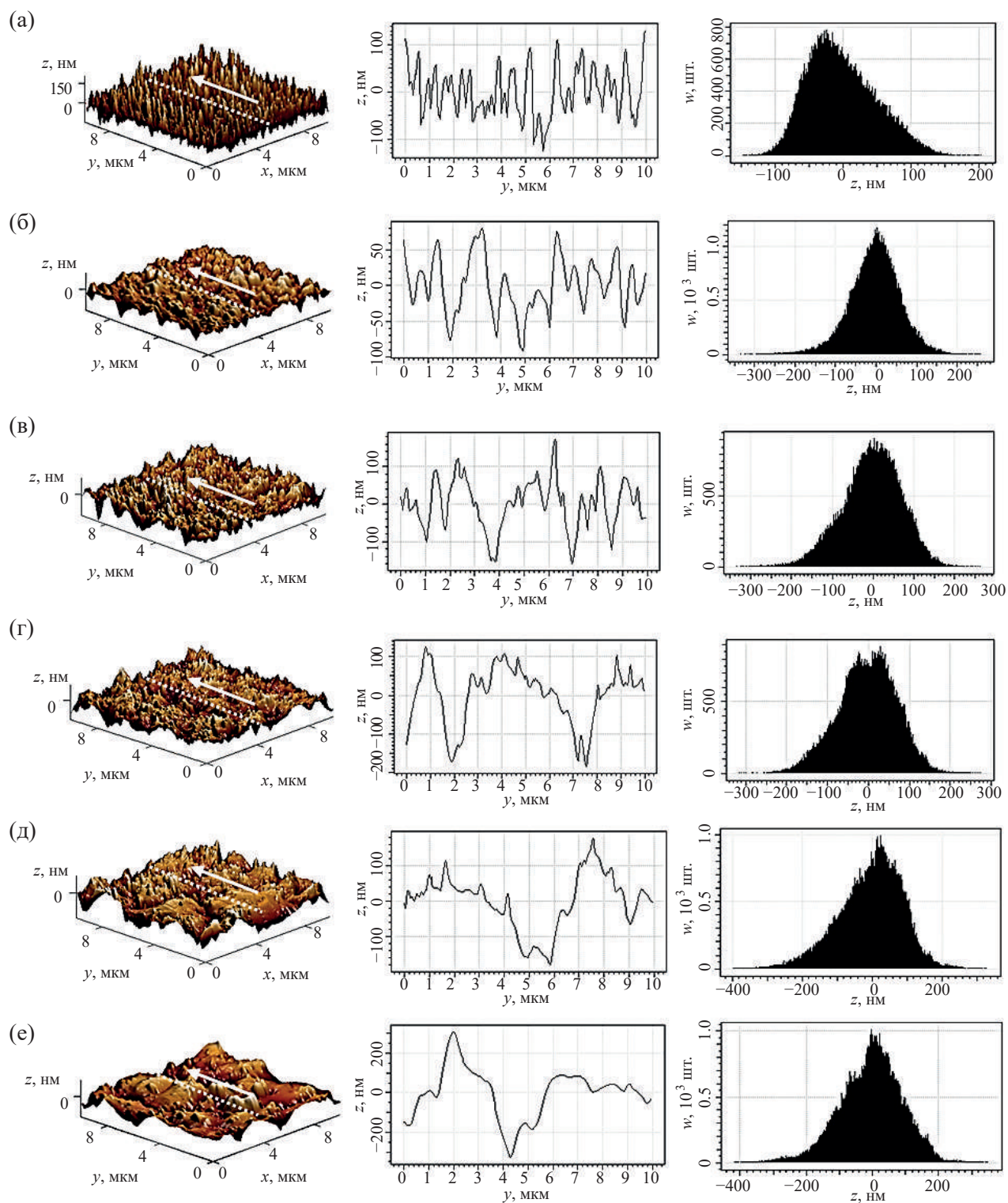


Рис. 2. Данные АСМ: 3D-скан (пунктиром отмечен участок записи профиля), профиль и функция распределения по высоте для лицевых сторон серебряных мембран, полученных при 250 (а), 300 (б), 350 (в), 400 (г), 450 (д) и 500°C (е)

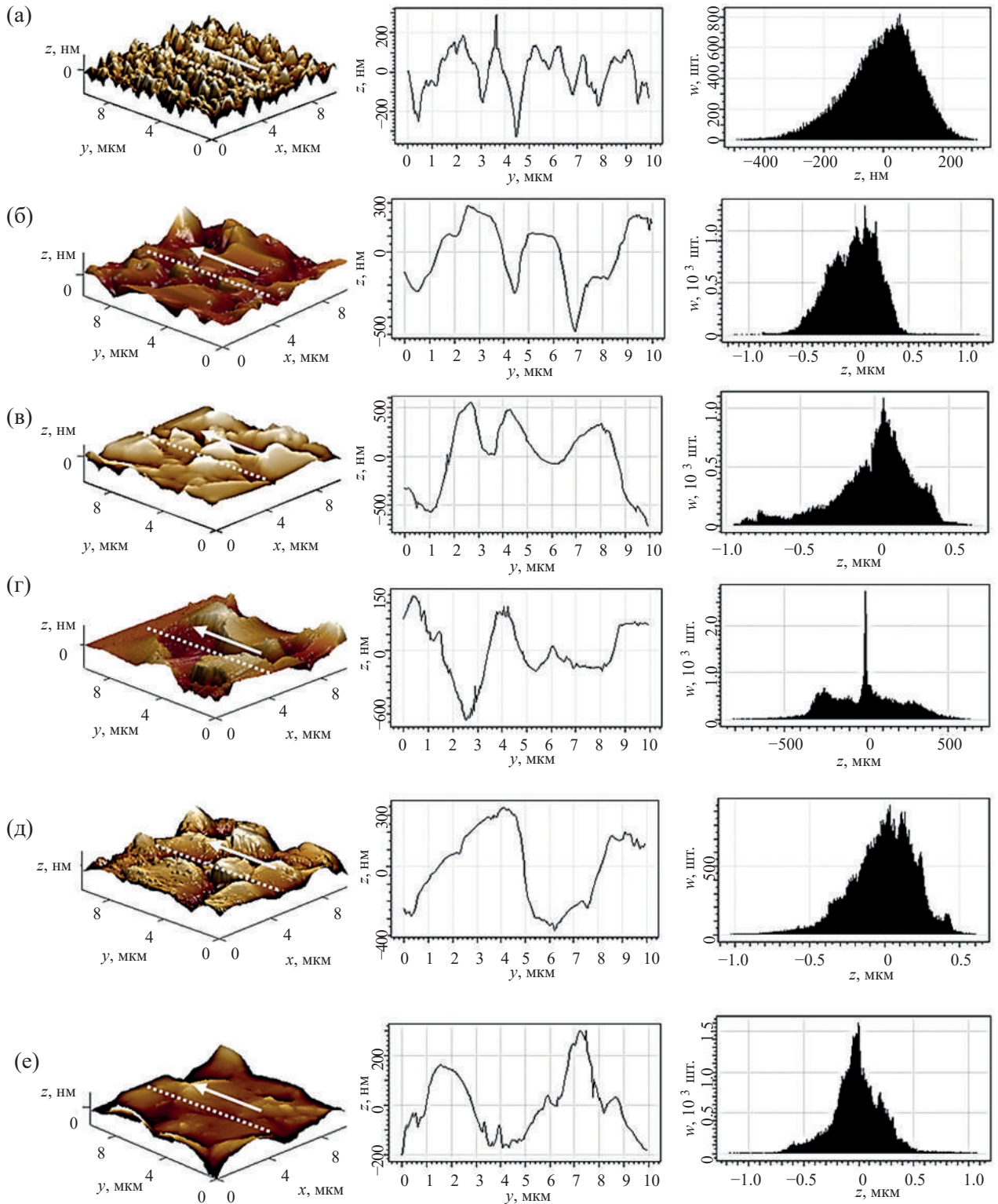


Рис. 3. Данные АСМ: 3D-скан (пунктиром отмечен участок записи профиля), профиль и функция распределения по высоте для оборотных сторон серебряных мембран, полученных при 250 (а), 300 (б), 350 (в), 400 (г), 450 (д) и 500°C (е)

проходят через максимальные значения при 300–350°C и далее постепенно снижаются.

Следует отметить, что изменение соответствующих параметров происходит непропорционально друг другу. Соотношение параметров R_a/R_q варьируется от 1.20 до 1.32. Для оборотной стороны отклонение экспериментальных значений от постоянной Уорда ($R_a/R_q = 1.25$ [46]) в целом выше, чем для лицевой. Данный факт указывает на значительные отличия характеристик функций распределения по высоте z для соответствующих сторон (рис. 2, 3). Функции распределения для лицевой стороны близки к распределению Гаусса. При этом среднее квадратичное отклонение (z_q) и размах (z_t) выборки не превышают ~100 и 800 нм соответственно (табл. 3). Переход от лицевой к оборотной стороне сопровождается резким ростом полидисперсности функции. Значения z_q и z_t возрастают до ~275 и 2300 нм соответственно. Вместе с тем функции всех образцов асимметричны. Преобладают отрицательные значения коэффициента асимметрии (z_{sk}), что свидетельствует о наличии развитой пористой структуры.

Пористая структура мембран

Согласно литературным данным [26, 47, 48], контролируемое спекание наночастиц при умеренных температурах (200–500°C) на поверхности подложки неизбежно приводит к формированию систем со сложной пористой структурой (рис. 4).

Характер пористой структуры зависит от выбора стороны образца (табл. 4). Лицевая сторона является более пористой. Высокое значение пористости, главным образом, обусловлено наличием частых и мелких пор. В свою очередь, оборотная сторона является менее пористой. Ей соответствуют более крупные и редкие поры. Значения объема, диаметра и глубины пор (V_p , d_p и h_p соответственно) в несколько раз превышают аналогичные параметры лицевой стороны, а численная

концентрация пор (N_p) составляет не более $0.7 \pm 0.3 \text{ мкм}^{-2}$. Обнаруженные различия коррелируют с данными морфологии (табл. 2) и являются следствием стерических затруднений десорбции газообразных продуктов разложения ПАВ с оборотной стороны в процессе получения мембран.

Повышение температуры термолиза позволяет варьировать параметры пористой структуры мембран (табл. 4). Независимо от ориентации образца значения пористости и концентрации пор (ϕ_p и N_p соответственно) снижаются вследствие повышения интенсивности спекания наночастиц [49]. С другой стороны, параметр h_p повышается, что, вероятно, является результатом параллельных процессов разложения стабилизатора наночастиц и десорбции продуктов его разложения с поверхности мембран [27]. Температурные зависимости V_p и d_p для лицевой и оборотной сторон отличаются. В первом случае наблюдается постепенный рост соответствующих параметров с увеличением температуры. Во втором случае зависимости проходят через максимум при 300°C и далее демонстрируют тенденцию к снижению.

Поскольку эволюции параметров d_p и h_p с ростом температуры значительно отличаются для лицевой и оборотной сторон, форма пор меняется по-разному в зависимости от ориентации образца. Соотношение этих характеристик (d_p/h_p) остается практически постоянным на лицевой стороне, что свидетельствует о пропорциональном росте пор. Для оборотной стороны d_p/h_p постепенно снижается, что указывает на непропорциональный рост соответствующих объектов. Форма пор становится более вытянутой вдоль оси Z . Следует также отметить, что применение более высокотемпературного режима для самосборки наночастиц приводит к росту полидисперсности объектов пористой структуры. Увеличение погрешности характеристических параметров (d_p , h_p и V_p) свидетельствует об этом.

Таблица 3. Характеристические параметры функций распределения по высоте z для поверхностей серебряных мембран

Сторона	T , °C	z_{sk}	z_t , нм	z_q , нм
Лицевая	250	0.5	354	51
	300	-0.3	595	63
	350	-0.3	599	73
	400	-0.2	593	72
	450	-0.5	727	92
	500	-0.3	769	95
Оборотная	250	-0.5	811	119
	300	-0.2	2311	234
	350	-0.9	1630	275
	400	0.1	1486	220
	450	-0.6	1638	215
	500	-0.1	2263	237

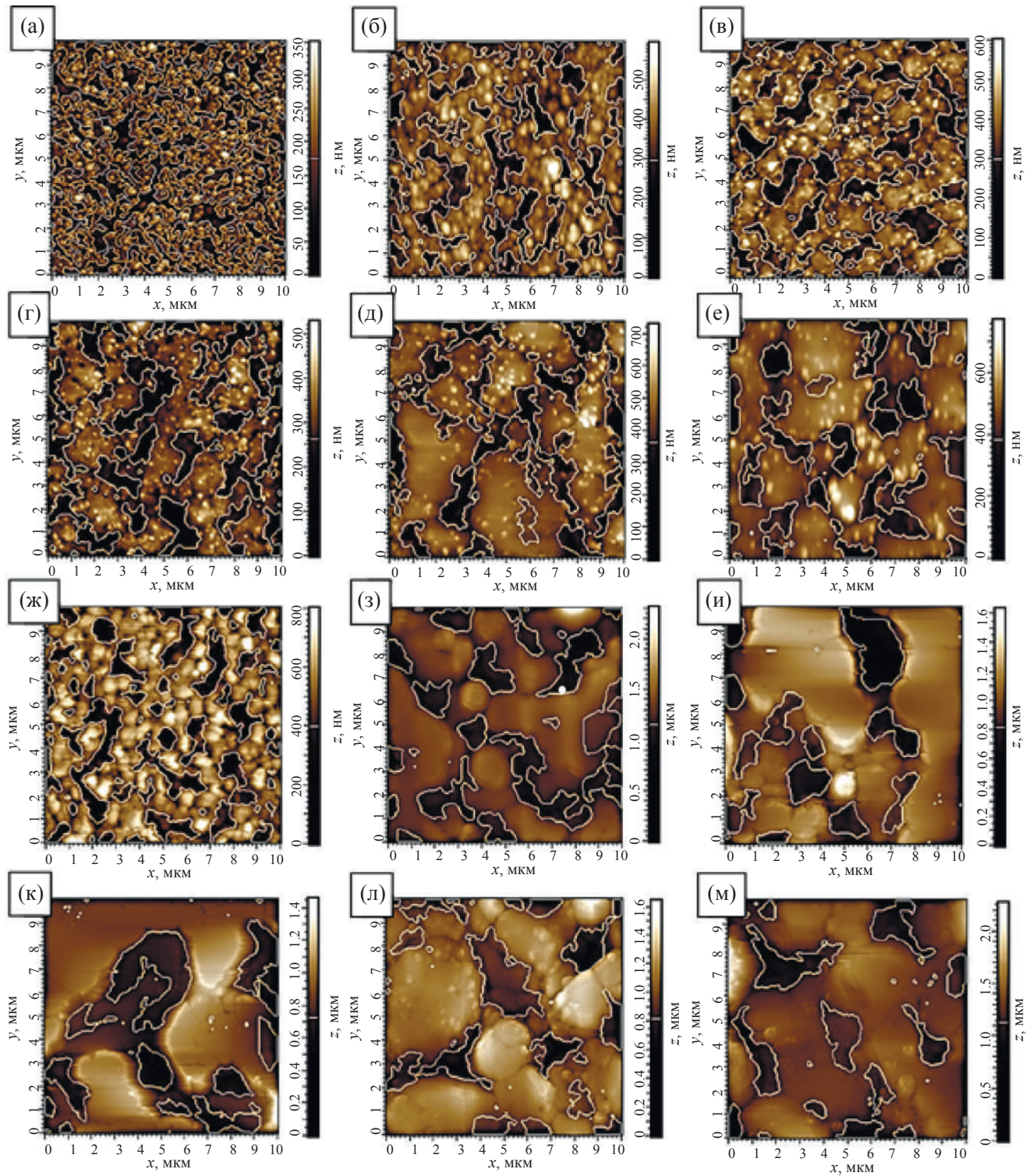


Рис. 4. Карта распределения пор на поверхности серебряных мембран для лицевых сторон (при 250 (а), 300 (б), 350 (в), 400 (г), 450 (д) и 500°C (е)) и оборотных сторон (при 250 (ж), 300 (з), 350 (и), 400 (к), 450 (л) и 500°C (м))

Между тем форма пор может меняться на глубине материала. Для проверки этой гипотезы были проведены дополнительные исследования пористой структуры для одной из полученных мембран (лицевая сторона, 250°C)

на глубине ~250 нм с помощью силовой литографии (рис. 5а). Результаты расчетов приведены в табл. 4. Важно отметить, что предварительная модификация поверхности с помощью этого подхода является корректной.

Таблица 4. Параметры пористости серебряных мембран

Сторона	$T, ^\circ\text{C}$	$\phi_p, \%$	$N_p, \text{мкм}^{-2}$	$V_p, 10^{-3} \text{мкм}^3$	$d_p, \text{нм}$	$h_p, \text{нм}$	d_p/h_p
Лицевая	250	52.7	2.6 ± 1.2	12 ± 5	188 ± 23	166 ± 31	1.1 ± 0.3
	250*	48.7	0.5 ± 0.4	150 ± 125	768 ± 279	164 ± 64	4.7 ± 2.5
	300	38.5	1.9 ± 0.7	47 ± 20	290 ± 52	253 ± 47	1.1 ± 0.3
	350	35.8	1.6 ± 0.7	41 ± 15	281 ± 54	272 ± 43	1.0 ± 0.3
	400	34.5	1.0 ± 0.9	49 ± 19	273 ± 54	252 ± 34	1.1 ± 0.3
	450	31.3	0.5 ± 0.4	70 ± 35	293 ± 72	330 ± 61	0.9 ± 0.3
	500	28.4	0.7 ± 0.5	75 ± 31	392 ± 92	329 ± 75	1.2 ± 0.4
Оборотная	250	46.1	0.7 ± 0.3	109 ± 49	376 ± 89	380 ± 52	1.0 ± 0.3
	300	28.4	0.6 ± 0.3	260 ± 146	488 ± 120	710 ± 158	0.7 ± 0.2
	350	21.1	0.6 ± 0.3	178 ± 109	445 ± 142	790 ± 210	0.6 ± 0.2
	400	24.0	0.5 ± 0.3	110 ± 61	300 ± 113	803 ± 106	0.4 ± 0.2
	450	25.1	0.5 ± 0.4	180 ± 111	350 ± 109	888 ± 184	0.4 ± 0.1
	500	19.9	0.4 ± 0.3	169 ± 115	315 ± 92	976 ± 211	0.3 ± 0.1

* Параметры пористой структуры мембраны на глубине 250 нм. Данные с участка поверхности, обработанного зондом FMG01 в режиме силовой литографии.

Применение концентрированного золя серебра для получения мембран приводит к формированию мягких образцов с сильными адгезионными свойствами. Согласно данным силовой спектроскопии (рис. 5б), мембранам соответствуют низкое значение модуля упругости ($E \sim 481$ кПа), а также высокое значение работы адгезии к кончику измерительного АСМ зонда ($W_a \sim 109$ Дж/м²). Наличие прочного контакта с зондом, а также низкая механическая жесткость мембран обеспечивает равномерный и качественный «срез» верхних слоев образца (рис. 5а). Вместе с тем

во избежание краевых эффектов нанесения текстуры (а именно, дефектов поверхности, а также фрагментов «срезанных» слоев) исследуемая область была выбрана в центре модифицированного участка, а глубина среза (~250 нм) была намного меньше половины толщины исследуемой мембраны. Значение толщины мембраны (h_z) составляло 3 мкм (рис. 6).

На глубине 250 нм значение пористости практически соответствует аналогичному параметру на поверхности (табл. 4). Между тем форма пор значительно

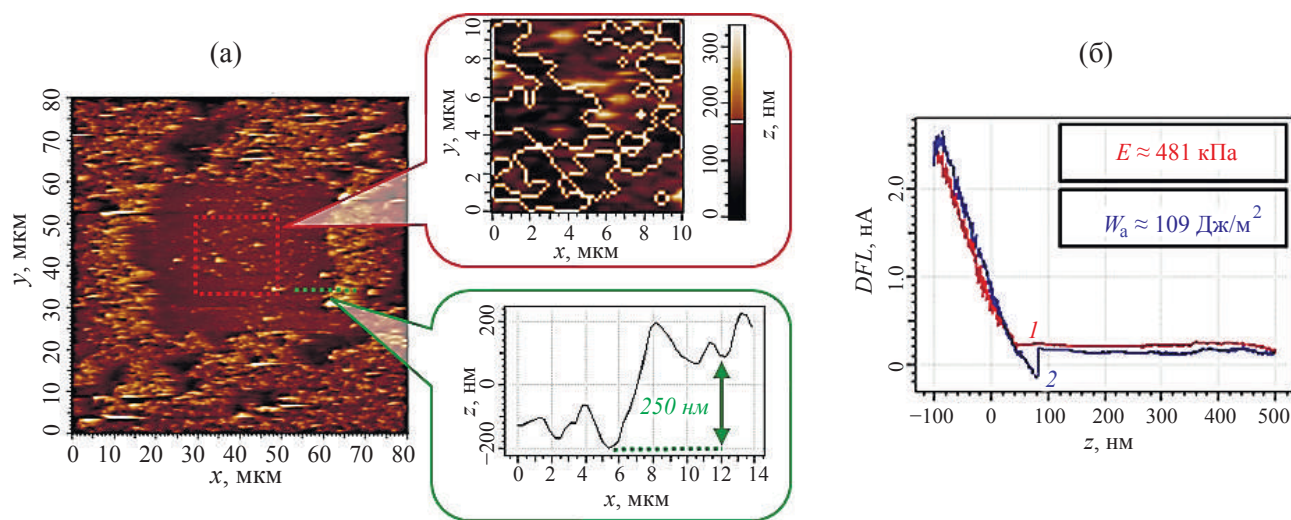


Рис. 5. Исследование пористой структуры мембраны (лицевая сторона, 250°C) на глубине 250 нм: 2D-скан обработанного участка, профиль его глубины, а также карта распределения пор на поверхности (а). Силовые кривые подвода (1) и отвода (2) измерительного АСМ зонда к поверхности лицевой стороны мембраны, полученной при 250°C (б). Во вставках приведены значения модуля Юнга и работы адгезии образца (W_a и E соответственно)

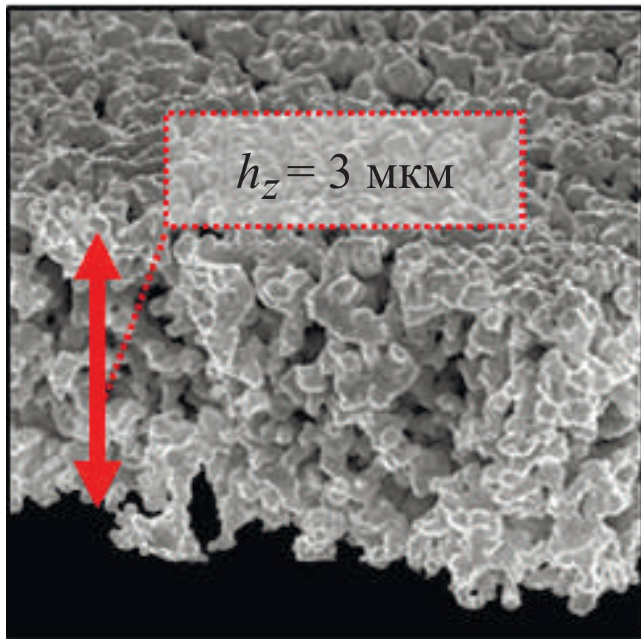


Рис. 6. Измерение толщины (h_z) мембраны, полученной при 250°C

отличается. Происходит резкое уширение пор при сохранении их средней глубины. В результате объем пор (V_p) увеличивается более чем в 10 раз. При этом на глубине материала поры сообщаются между собой (рис. 5а и б), образуя сложную пористую структуру. Наличие пор на поверхности лицевой и оборотной сторон (рис. 4а, ж) позволяет предположить, что данная структура имеет выход на границы межфазных контактов. В этом случае поры будут иметь сложную «бутылочную» форму (табл. 4), поскольку диаметр их входного отверстия (188 ± 23 и 376 ± 89 нм на лицевой и оборотной сторонах соответственно) будет значительно уступать диаметру на глубине материала (768 ± 279 нм).

Усреднение данных пористости лицевой и оборотной сторон позволяет оценить значение плотности (ρ) для каждого образца (рис. 7). Для всех полученных мембран рассчитанный параметр значительно уступал значению объемного материала (10.49 г/см^3). Плотность мембран варьировалась от 5.36 до 8.03 г/см^3 и увеличивалась с ростом температуры прокаливания.

Элементный состав мембран

Выбор концентрированного органозоля серебра в качестве основы будущих мембран позволяет получать образцы с высоким содержанием металла. Согласно результатам энергодисперсионного анализа (табл. 5), концентрация серебра в образцах составляет не менее 84 масс. %. Вместе с тем в составе полученных мембран выявлены элементы, соответствующие стабилизатору наночастиц (С, О, Na и S). Согласно литературным данным [27], в рабочем диапазоне температур практически достигается полное разложение молекул

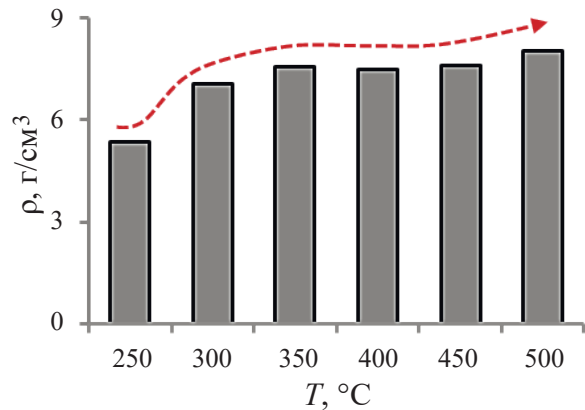


Рис. 7. Значение пористости мембран в зависимости от температуры получения

стабилизатора. Таким образом, присутствие примесей обусловлено наличием остатков продуктов разложения соответствующих молекул на поверхности мембран.

Оборотная сторона сильнее подвержена загрязнению в силу пространственных ограничений, которые создает мембрана при ее термической обработке. Суммарное содержание примесей превышает аналогичный показатель лицевой стороны на 1–8 масс. %. Дополнительный отжиг мембран (при 250°C в течение 2 ч) позволяет снизить разницу значений до ~0.15 масс. %. При этом содержание серебра повышается до ~97 масс. %.

Следует отметить повышение концентрации О и С с ростом температуры термализации. Увеличение О связано с тем, что термализация проводилась в присутствии кислорода, вследствие чего могло происходить дополнительное окисление поверхности мембраны [39, 50]. В свою очередь, рост С может быть обусловлен параллельным процессом сорбции алкильных фрагментов стабилизатора на поверхность серебряного материала [51]. Между тем рост концентрации соответствующих элементов наблюдается не только на лицевой, но и на оборотной стороне мембран. Данный факт свидетельствует о возможности доступа молекул кислорода, а также алкильных фрагментов к нижним слоям образца через развитую пористую структуру и, таким образом, косвенно указывает на наличие сквозных пор.

Смачиваемость мембран

Наличие существенных отличий в морфологии (табл. 2), характере пористой структуры (табл. 4), а также элементном составе (табл. 5) лицевой и оборотной сторон отразилось на их гидрофильных/гидрофобных свойствах. Согласно экспериментальным данным (рис. 8), полученные мембраны обладают асимметрией смачивания. Разница значений углов смачивания на лицевой и оборотной сторонах увеличивается с ростом температуры. Для образцов, прокаленных при 250 и 500°C, оборотная сторона характеризуется более гидрофобными свойствами (угол смачивания (θ_w) равен 137 и 104°

Таблица 5. Элементный состав серебряных мембран. Данные приведены в масс. %

Сторона	$T, ^\circ\text{C}$	C	O	Na	S	Ag
Лицевая	250	1.91	2.65	0.47	0.24	94.72
	250**	0.93	1.69	—	0.29	97.09
	500	1.22	5.35	0.82	0.04	92.57
Оборотная	250	3.81	2.45	—	0.03	93.72
	250**	0.94	1.63	—	0.19	97.24
	500	8.16	6.87	—	0.02	84.95

** Данные приведены для поверхности мембраны, дополнительно прокаленной при 250°C в течение 2 ч.

соответственно), чем лицевая сторона (параметр θ_w равен 102 и 52° соответственно).

Учитывая гидрофильную природу серебряного материала [52], возможность создания на его основе образца (> 84 масс. %, табл. 5) с выраженными гидрофобными свойствами является маловероятной без применения соответствующих специализированных добавок. Синтетические подходы, как правило, приводят к формированию гидрофильных систем [39, 52–54]. Тем не менее в работе А. Мамур [55] термодинамически обоснована возможность получения таких материалов с учетом наличия в них пор неправильной «бутылочной» формы. В этом случае при смачивании образца тестовой жидкостью сложная геометрия полостей будет препятствовать выходу воздуха. В результате смачивание поверхности будет проходить в гетерогенном режиме, а пузырьки воздуха выступать в качестве гидрофобизирующего агента. Таким образом, результаты смачиваемости косвенно подтверждают вывод о характере пористой структуры мембран, сделанный ранее на основе данных АСМ (рис. 4, 5а, табл. 4). Следует также отметить, что дополнительный гидрофобизирующий эффект поверхности мембран может быть обусловлен наличием продуктов разложения АОТ в виде углеводородных примесей [51].

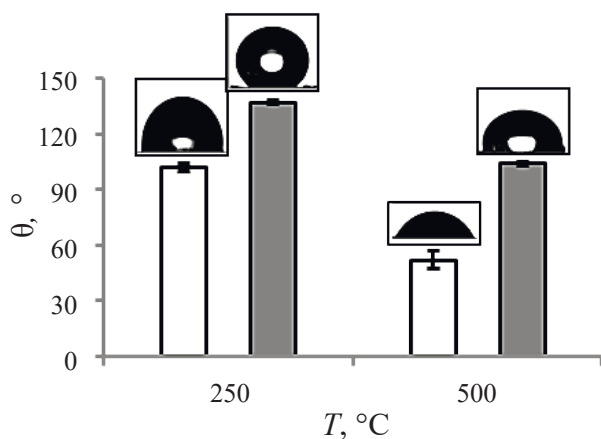


Рис. 8. Смачиваемость лицевой и оборотной сторон серебряных мембран (белые и серые столбцы, соответственно), полученных при 250 и 500°C

При этом эффект на оборотной стороне должен быть выражен сильнее в силу более высокого содержания С (табл. 5). Между тем гидрофобность мембран уменьшается с ростом температуры термолиза (рис. 8). Данный факт обусловлен снижением численной концентрации пор на поверхности лицевой и оборотной сторон исследуемых образцов (табл. 4).

Следует также отметить, что ранее выдвинутая гипотеза о наличии сквозных пор у мембран, сделанная на основе данных АСМ (рис. 4, 5а) и энергодисперсионного анализа (табл. 4), подтверждена экспериментально. Установлено, что исследуемые образцы могут пропускать жидкости. В рамках работы были проведены демонстрационные эксперименты по пропусканию водного раствора красителя «Метиленовый синий» через одну из мембран, полученной при 250°C . При высаживании капли происходит ее постепенное впитывание. За 5 мин параметр θ_w снижается с 100 до 0° (рис. 9). Осмотр поверхности фильтровальной бумаги, подложенной под мембрану, показал наличие окрашенной области после полного впитывания капли. Таким образом, исследуемый образец пропускает через себя раствор красителя. При этом согласно данным оптической микроскопии (рис. 10), данная мембрана не имеет крупных дефектов, способствующих дополнительному переносу раствора красителя. Таким образом, переход капли раствора осуществляется исключительно через пористую структуру, обладающую сквозными порами. Полученные результаты коррелируют с литературными данными аналогичных мембран с частицами серебра и других материалов [3, 14, 36, 45, 52].

Проявление гидрофобных свойств у органофильных серебряных покрытий, полученных путем спекания наночастиц, может служить своеобразным «маркером», свидетельствующим о наличии дополнительных функциональных особенностей. В нашей предыдущей работе [39] на примере пленок Ag-АОТ было показано, что значение $\theta_w \geq 78^\circ$ свидетельствует о переходе от непроводящих к токопроводящим системам. У исследуемых мембран хотя бы одной стороне соответствует параметр θ_w , превышающий пороговое значение, что указывает на получение токопроводящих образцов. Сделанный вывод подтвержден экспериментально методом Ван дер Пау. Среднее значение поверхностного сопротивления (R_s)

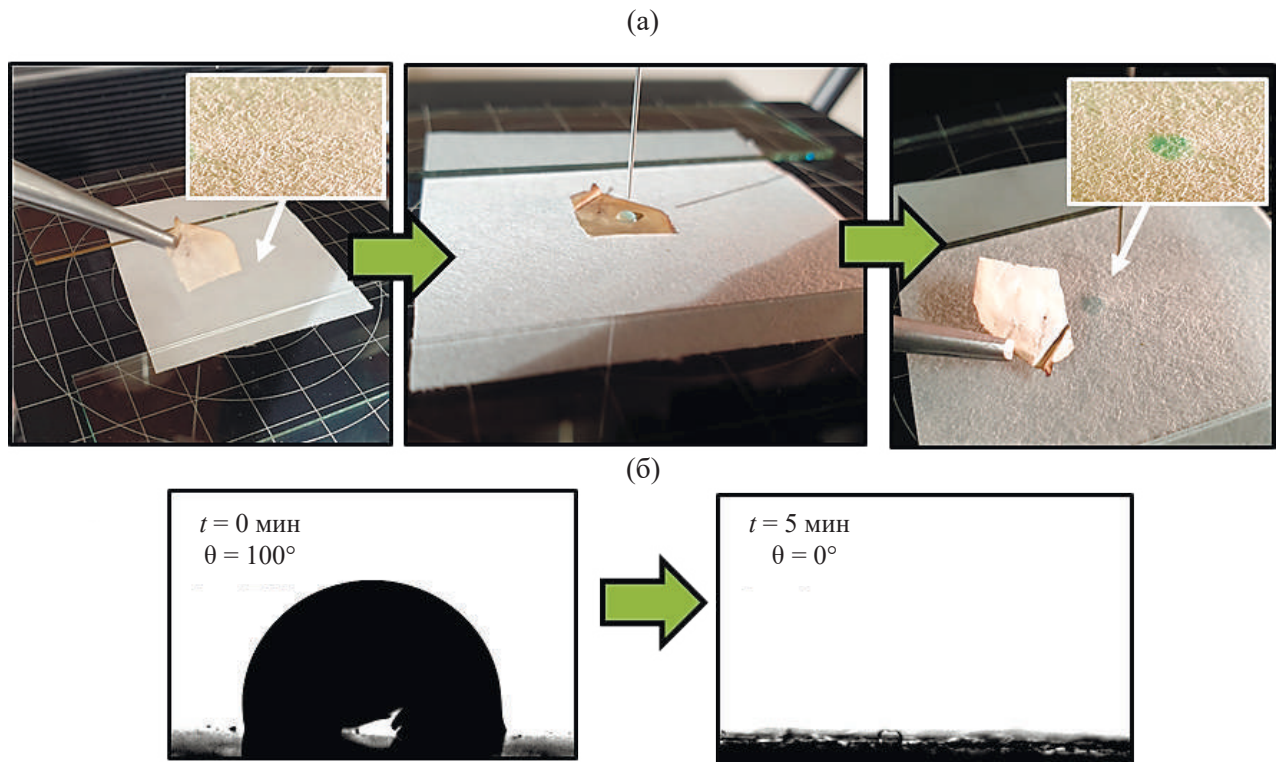


Рис. 9. Исследование процесса впитывания капли водного раствора красителя «Метиленовый синий» (1.1 мкл, рН = 7) на серебряной мембране (250°C, ориентирована лицевой стороной вверх): схема эксперимента (а), микрофотографии поверхности образца до и после впитывания капли (б). Во вставках приведены снимки фильтровальной бумаги, подложенной под мембрану до и после эксперимента

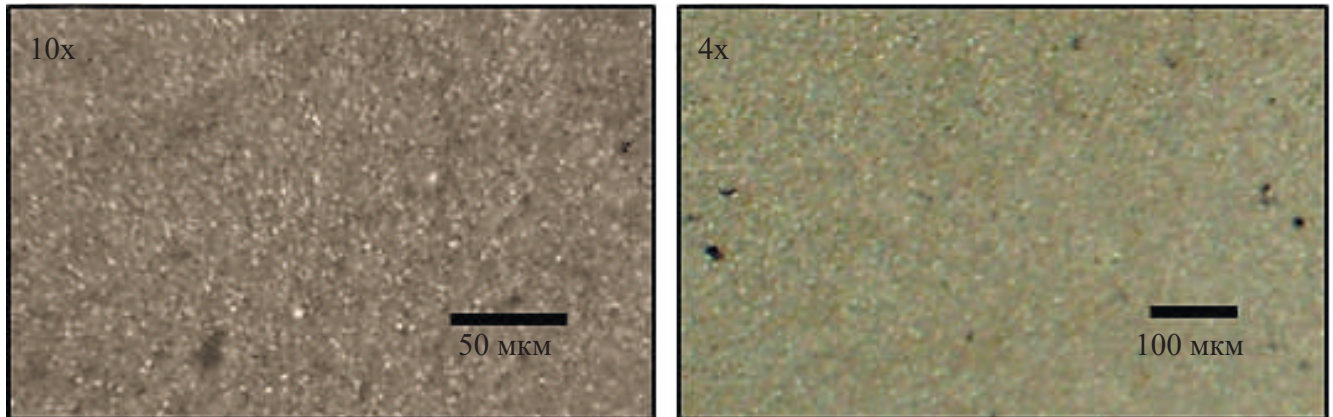


Рис. 10. Данные оптической микроскопии: снимки поверхности лицевой стороны мембраны, полученной при 250°C. Снимки сделаны при увеличении 4x и 10x

слабо меняется в зависимости от температуры термолитиза и составляет ~ 0.011 Ом на квадрат поверхности, что в целом соответствует поверхностному сопротивлению аналогичных систем на основе наночастиц серебра и других металлов [17, 22, 26, 47, 56, 57].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Возможность терморегуляции процесса самосборки наночастиц позволяет формировать на их основе

пористый материал с заданными поверхностными свойствами. Низкотемпературный режим прокаливания электрофоретического концентрата наночастиц серебра приводит к получению мембран с низкой шероховатостью и высокой пористостью, а также ярко выраженными гидрофобными свойствами. В свою очередь, увеличение температуры обработки способствует формированию более гидрофильных систем с меньшей пористостью и повышенной шероховатостью.

Наличие пространственных ограничений в виде поверхности подложки делает процесс спекания наночастиц неэквивалентным в верхних и нижних слоях формируемых мембран, тем самым наделяя конечные системы асимметрией поверхностных свойств (морфологии, шероховатости, элементного состава

и смачиваемости). При этом применение более высокотемпературного режима термолитиза позволяет усилить эффект асимметрии и в перспективе использовать процесс терморегулируемой самосборки для получения серебряных мембран Януса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Shen Z., Feng J.* Highly thermally conductive composite films based on nanofibrillated cellulose *in situ* coated with a small amount of silver nanoparticles // *ACS Applied Materials and Interfaces*. 2018. V. 10. № 28. P. 24193–24200. <https://doi.org/10.1021/acsami.8b07249>
2. *Polavarapu L., Manga K.K., Cao H.D., Loh K.P., Xu Q.H.* Preparation of conductive silver films at mild temperatures for printable organic electronics // *Chemistry of Materials*. 2011. V. 23. № 14. P. 3273–3276. <https://doi.org/10.1021/cm200471s>
3. *Mecha A.C., Chollom M.N., Babatunde B.F., Tetteh E.K., Rathilal S.* Versatile silver-nanoparticle-impregnated membranes for water treatment: A review // *Membranes*. 2023. V. 13. № 4. P. 432. <https://doi.org/10.3390/membranes13040432>
4. *Yu Y., Zhou Z., Huang G., et al.* Purifying water with silver nanoparticles (AgNPs)-incorporated membranes: Recent advancements and critical challenges // *Water Research*. 2022. V. 222. P. 118901. <https://doi.org/10.1016/j.watres.2022.118901>
5. *Algarni Z., Mansoor A.S., Radi U.K., et al.* Enhanced oily wastewater treatment: silver nanoparticles-coated graphene oxide/MXene nanocomposite membranes // *Applied Water Science*. 2025. V. 15. № 122. <https://doi.org/10.1007/s13201-025-02459-5>
6. *Zhang Y., Zhou J., Deng H., et al.* Silk fibroin fibers-based shape memory membrane with Janus wettability for multitiered wearable protection // *Journal of Materials Research*. 2023. V. 38. № 3. P. 633–643. <https://doi.org/10.1557/s43578-022-00805-w>
7. *Park S., Kim H., Lee S.* Changes in characteristics of silver conductive fabrics owing to perspiration and washing // *RSC Advances*. 2023. V. 13. № 41. P. 28444–28461. <https://doi.org/10.1039/d3ra04276f>
8. *Shah M.A., Pirzada B.M., Price G., Shibiru A.L., Qurashi A.* Applications of nanotechnology in smart textile industry: A critical review // *Journal of Advanced Research*. 2022. V. 38. P. 55–75. <https://doi.org/10.1016/j.jare.2022.01.008>
9. *Ibrahim N., Akindoyo J.O., Mariatti M.* Recent development in silver-based ink for flexible electronics // *Journal of Science: Advanced Materials and Devices*. 2022. V. 7. № 1. P. 100395. <https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2021.09.002>
10. *Chew N.G.P., Zhang Y., Goh K., Ho J.S., Xu R., Wang R.* Hierarchically Structured Janus Membrane Surfaces for Enhanced Membrane Distillation Performance // *ACS Applied Materials and Interfaces*. 2019. V. 11. № 28. P. 25524–25534. <https://doi.org/10.1021/acsami.9b05967>
11. *Ahmad J., Wen X., Li F., Wang B.* Novel triangular silver nanoparticle modified membranes for enhanced antifouling performance // *RSC Advances*. 2019. V. 9. № 12. P. 6733–6744. <https://doi.org/10.1039/c8ra10540e>
12. *Babu P.J., Tirkey A., Paul A.A., Kristollari K., Barman J., Panda K., Sinha N., Babu B.R., Marks R.S.* Advances in nano silver-based biomaterials and their biomedical applications // *Engineered Regeneration*. 2024. V. 5. № 3. P. 326–341. <https://doi.org/10.1016/j.engreg.2024.07.001>
13. *Wu X., Fang F., Zhang B., Wu J., Zhang K.* Biogenic silver nanoparticles-modified forward osmosis membranes with mitigated internal concentration polarization and enhanced antibacterial properties // *npj Clean Water*. 2022. V. 5. № 1. P. 41. <https://doi.org/10.1038/s41545-022-00190-1>

14. Ji X., Li R., Liu G., et al. Phase separation-based electrospun Janus nanofibers loaded with *Rana chensinensis* skin peptides/silver nanoparticles for wound healing // *Materials and Design*. 2021. V. 207. P. 109864. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109864>
15. Heravi M.E.M. Effects of Hydrodynamic Diameter of Nanoparticles on Antibacterial Activity and Durability of Ag-treated Cotton Fabrics // *Fibers and Polymers*. 2020. V. 21. № 6. P. 1173–1179. <https://doi.org/10.1007/s12221-020-9748-4>
16. Губин С.П., Кокшаров Ю.А., Хомутов Г.Б., Юрков Г.Ю. Магнитные наночастицы: методы получения, строение и свойства // *Успехи химии*. 2005. Т. 74. № 6. С. 539–574. <https://doi.org/10.1070/RC2005v074n06ABEH000897>
17. Булавченко А.И., Поповецкий П.С., Максимовский Е.А. Свойства проводящих пленок из электрофоретического концентрата наночастиц серебра и золота в АОТ // *Журнал Физической Химии*. 2013. Т. 87. № 10. С. 1779. <https://doi.org/10.7868/s0044453713100063>
18. Крутяков Ю.А., Кудринский А.А., Оленин А.Ю., Лисичкин Г.В. Синтез и свойства наночастиц серебра: достижения и перспективы // *Успехи химии*. 2008. Т. 77. № 3. С. 242–269. <https://doi.org/10.1070/RC2008v077n03ABEH003751>
19. Товстун С.А., Разумов В.Ф. Получение наночастиц в обратных микроэмульсиях // *Успехи химии*. 2011. Т. 80. № 10. С. 996–1012. <https://doi.org/10.1070/RC2011v080n10ABEH004154>
20. Коновалова Е.П., Рябкина Л.В., Денисова О.Н., Трушкова Е.Н. Свойства зольей серебра в органических растворителях // *Вестник Дагестанского государственного университета. (Серия 1. Естественные науки)*. 2024. Т. 39. № 1. С. 60–71. <https://doi.org/10.21779/2542-0321-2024-39-1-60-71>
21. Poornima S., Valivittan K. Degradation of malachite green (dye) by using photo-catalytic biogenic silver nanoparticles synthesized using red algae (*Gracilaria corticata*) aqueous extract // *International Journal of Current Microbiology and Applied Sciences*. 2017. V. 6. № 1. P. 62–70. <https://doi.org/10.20546/ijcmas.2017.601.008>
22. Полеева Е.В., Арымбаева А.Т., Булавченко О.А., Плюснин П.Е., Демидова М.Г., Булавченко А.И. Получение серебряных электропроводящих пленок из электрофоретических концентратов, стабилизированных сорбитана моноолеатом и бис(2-этилгексил)сульфосукцинатом натрия в *n*-декане // *Коллоидный журнал*. 2020. Т. 82. № 3. С. 346–353. <https://doi.org/10.31857/s0023291220030076>
23. Bulavchenko A.I., Arymbaeva A.T., Demidova M.G., et al. Synthesis and Concentration of Organosols of Silver Nanoparticles Stabilized by AOT: Emulsion Versus Microemulsion // *Langmuir*. 2018. V. 34. № 8. P. 2815–2822. <https://doi.org/10.1021/acs.langmuir.7b04071>
24. Поповецкий П.С., Булавченко А.И., Арымбаева А.Т., Булавченко О.А., Петрова Н.И. Синтез и электрофоретическое концентрирование Ag–Cu наночастиц типа ядро–оболочка в микроэмульсии АОТ в *n*-декане // *Журнал Физической Химии*. 2019. Т. 93. № 8. С. 1237–1242. <https://doi.org/10.1134/s0044453719080235>
25. Поповецкий П.С., Арымбаева А.Т., Бордзиловский Д.С., Майоров А.П., Максимовский Е.А., Булавченко А.И. Синтез и электрофоретическое концентрирование наночастиц серебра в обратных эмульсиях бис(2-этилгексил)сульфосукцината натрия и получение на их основе проводящих покрытий методом селективного лазерного спекания // *Коллоидный журнал*. 2019. Т. 81. № 4. С. 501–507. <https://doi.org/10.1134/s0023291219040116>
26. Воробьев С.А., Флерко М.Ю., Новикова С.А., Мазурова Е.В., Томашевич Е.В., Лихацкий М.Н., Сайкова С.В., Самойло А.С., Золотовский Н.А., Волочаев М.Н. Синтез и исследование сверхконцентрированных органо-зольей наночастиц серебра // *Коллоидный журнал*. 2024. Т. 86. № 2. С. 193–203. <https://doi.org/10.31857/S0023291224020047>
27. Булавченко А.И., Демидова М.Г., Поповецкий П.С., Подлипская Т.Ю., Плюснин П.Е. Отделение избытка ПАВ от наночастиц серебра и золота в мицеллярных концентратах методом неводного электрофореза // *Журнал Физической Химии*. 2017. Т. 91. № 8. С. 1344–1352. <https://doi.org/10.7868/s0044453717080088>

28. Подлипская Т.Ю., Шапаренко Н.О., Булавченко А.И. Формирование покрытий SiO₂@NPs (NPs = Ag, Au, CdS) из декановых органогелей на предметных стеклах в присутствии АОТ // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2024. Т. 60. № 1. С. 47–56.
<https://doi.org/10.31857/S0044185624010051>
29. Russo A., Ahn B.Y., Adams J.J., Duoss E.B., Bern-hard J.T., Lewis J.A. Pen-on-paper flexible electronics // *Advanced Materials*. 2011. V. 23. № 30. P. 3426–3430.
<https://doi.org/10.1002/adma.201101328>
30. Fernandes I.J., Aroche A.F., Schuck A., et al. Silver nanoparticle conductive inks: synthesis, characterization, and fabrication of inkjet-printed flexible electrodes // *Scientific Reports*. 2020. V. 10. № 1. P. 8878.
<https://doi.org/10.1038/s41598-020-65698-3>
31. Sreenilayam S.P., McCarthy É., McKeon L., et al. Additive-free silver nanoparticle ink development using flow-based Laser Ablation Synthesis in Solution and Aerosol Jet printing // *Chemical Engineering Journal*. 2022. V. 449. P. 137817.
<https://doi.org/10.1016/j.cej.2022.137817>
32. Mo L., Guo Z., Yang L., et al. Silver nanoparticles based ink with moderate sintering in flexible and printed electronics // *International Journal of Molecular Sciences*. 2019. V. 20. № 9. P. 2124.
<https://doi.org/10.3390/ijms20092124>
33. Iram N., Khan S.N., Ahmed M., et al. Synthesis and characterizations of silver nanoparticles-based conductive ink for high-frequency electronics // *Physica Scripta*. 2024. V. 99. № 8. P. 0859a8.
<https://doi.org/10.1088/1402-4896/ad664f>
34. Zhang J., Ahmadi M., Fargas G., et al. Silver nanoparticles for conductive inks: From synthesis and ink formulation to their use in printing technologies // *Metals*. 2022. V. 12. № 2. P. 234.
<https://doi.org/10.3390/met12020234>
35. Tai Y.L., Wang Y.X., Yang Z.G., et al. Green approach to prepare silver nanoink with potentially high conductivity for printed electronics // *Surface and Interface Analysis*. 2011. V. 43. № 12. P. 1480–1485.
<https://doi.org/10.1002/sia.3737>
36. Wang Y., Huang J., Zhang Y., Zhang S., Li L., Pang X. The Design of PAN-based janus membrane with adjustable asymmetric wettability in wastewater purification // *Materials*. 2024. V. 17. № 2. P. 417.
<https://doi.org/10.3390/ma17020417>
37. Huang Y.X., Wang Z., Jin J., Lin. S. Novel janus membrane for membrane distillation with simultaneous fouling and wetting resistance // *Environmental Science and Technology*. 2017. V. 51. № 22. P. 13304–13310.
<https://doi.org/10.1021/acs.est.7b02848>
38. Ghosh S.K., Böker A. Self-assembly of nanoparticles in 2D and 3D: Recent advances and future trends // *Macromolecular Chemistry and Physics*. 2019. V. 220. № 17. P. 1900196.
<https://doi.org/10.1002/macp.201900196>
39. Бабашова С.И., Бочаров В.В., Суляева В.С., Максимовский Е.А., Колодин А.Н., Булавченко А.И. Терморегулируемая смачивающая способность токопроводящих пленок на основе электрофоретических концентратов наночастиц серебра // *Коллоидный журнал*. 2025. Т. 87. № 2. С. 89–100.
<https://doi.org/10.31857/S0023291225020014>
40. Surface Texture (Surface Roughness, Waviness, and Lay), New York: The American Society of Mechanical Engineers, 2003.
41. Derjaguin B.V., Müller V.M., Toporov Y.P. Effect of contact deformations on the adhesion of particles // *J. Colloid Interface Sci*. 1975. V. 53. № 2. P. 314–326.
[https://doi.org/10.1016/0021-9797\(75\)90018-1](https://doi.org/10.1016/0021-9797(75)90018-1)
42. Hertz H. On the contact of elastic solids // *J. Reine Angew Math*. 1881. V. 92. P. 156–171.
43. Rajesh Kumar B., Subba Rao T. AFM studies on surface morphology, topography and texture of nanostructured zinc aluminum oxide thin films // *Digest Journal of Nanomaterials and Biostructures*. 2012. V. 7. № 4. P. 1881–1889.
44. ГОСТ 2789-73. Межгосударственный стандарт «Шероховатость поверхности». Параметры и характеристики. М.: ИУС 7-80, 1990.
45. Mollahosseini A., Rahimpour A., Jahamshahi M., Peyravi M., Khavarpour M. The effect of silver nanoparticle size on performance and antibacteriality of polysulfone ultrafiltration membrane // *Desalination*. 2012. V. 306. P. 41–50.
<https://doi.org/10.1016/j.desal.2012.08.035>

46. *Ward H.C.* Rough Surfaces (Thomas T.R. Ed.). London: Longman, 1982.
47. *Mustafa F., Razwan M., Shabbir S.* Microstructure and resistivity analysis of silver nanoparticle-based crystalline conductive films synthesized using PEG surfactant // *Processes*. 2019. V. 7. № 5. P. 245.
<https://doi.org/10.3390/pr7050245>
48. *Panneerselvam A., Malik M.A., O'Brien P., Raftery J.* The CVD of silver sulfide and silver thin films from a homoleptic crystalline single-source precursor // *Journal of Materials Chemistry*. 2008. V. 18. № 27. P. 3264–3269.
<https://doi.org/10.1039/b802616e>
49. *Babalola B.J., Ayodele O.O., Olubambi P.A.* Sintering of nanocrystalline materials: Sintering parameters // *Heliyon*. 2023. V. 9. № 3. P. e14070.
<https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e14070>
50. *Wang J.H., Dai W.L., Deng J.F., Wei X.M., Cao Y.M., Zhai R.S.* Interaction of oxygen with silver surface at high temperature // *Applied Surface Science*. 1998. V. 126. № 1–2. P. 148–152.
[https://doi.org/10.1016/S0169-4332\(97\)00595-3](https://doi.org/10.1016/S0169-4332(97)00595-3)
51. *Boinovich L.B., Emelyanenko A.M., Emelyanenko K.A., Domantovsky A.G., Shiryaev A.A.* Comment on “Nanosecond laser textured superhydrophobic metallic surfaces and their chemical sensing applications” by Duong V. Ta, Andrew Dunn, Thomas J. Wasley, Robert W. Kay, Jonathan Stringer, Patrick J. Smith, Colm Connaughton, Jonathan D. Shephard (*Appl. Surf. Sci.* 357 (2015) 248–254) // *Applied Surface Science*. 2016. V. 379. P. 111–113.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.04.056>
52. *Gu C.D., Xu X.J., Tu J.P.* Fabrication and wettability of nanoporous silver film on copper from choline chloride-based deep eutectic solvents // *Journal of Physical Chemistry C*. 2010. V. 114. № 32. P. 13614–13619.
<https://doi.org/10.1021/jp105182y>
53. *Chen S.W., Bai C.Y., Jain C.C., Zhan C.J., Koo C.H.* Durability of indium tin oxide-silver-indium tin oxide films against moisture investigated through the wettability of the top oxide layer // *Materials Transactions*. 2007. V. 48. № 8. P. 2230–2234.
<https://doi.org/10.2320/matertrans.MER2007038>
54. *Xiao N., Zhang G.* Study on hydrophilic properties of transparent conductive nano silver films in ionic liquids // *International Journal of Microstructure and Materials Properties*. 2021. V. 15. № 5–6. P. 383–394.
<https://doi.org/10.1504/ijmmp.2021.121639>
55. *Marmur A.* From hydrophilic to superhydrophobic: Theoretical conditions for making high-contact-angle surfaces from low-contact-angle materials // *Langmuir*. 2008. V. 24. № 14. P. 7573–7579.
<https://doi.org/10.1021/la800304r>
56. *Haviar S., Prifling B., Kozák T., Shaji K., Košutová T., Kos Š., Schmidt V., Čapek J.* Analysis and 3D modelling of percolated conductive networks in nanoparticle-based thin films // *Applied Surface Science Advances*. 2025. V. 25. P. 100689.
<https://doi.org/10.1016/j.apsadv.2024.100689>
57. *Fu Q., Li W., Kruis F.E.* Highly conductive copper films prepared by multilayer sintering of nanoparticles synthesized via arc discharge // *Nanotechnology*. 2023. V. 34. № 22. P. 225601.
<https://doi.org/10.1088/1361-6528/acbd1f>