DOI: 10.31857/S0023291226040044
УДК 544.72.02

Оригинальная статья

Влияние температуры на поверхностные и оптические свойства серебряных органозольных пленок, полученных методом dip-coating

А.Н. Колодин[1,*], В.В. Бочаров[1,2], М.М. Сыроквашин[1,3], В.С. Суляева[1]

[1]Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск, Российская Федерация
[2]Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск, Российская Федерация
[3]Сибирский государственный университет путей сообщения, Новосибирск, Российская Федерация
**E-mail: kolodin@niic.nsc.ru*

Аннотация. Исследованы температурные изменения физико-химических свойств пленок, полученных методом dip-coating на основе органозоля серебра, стабилизированного бис-(2-этилгексил) сульфосукцинатом натрия. Пленки являются композитными и представляют собой органический слой стабилизатора (~1 мкм), внутрь которого инкапсулированы наночастицы серебра (~20 нм). Повышение температуры от комнатной до 150–500°C приводит к росту гидрофильности пленок, а также их шероховатости. Изменения свойств необратимы и обусловлены процессами разложения стабилизатора, а также укрупнением наночастиц серебра вследствие их агрегации и спекания. Повышение температуры сильно влияет на плазмонные свойства пленок. Интенсивность сигнала поверхностного плазмонного резонанса (ППР) снижается на ~53% с 1.4 до 0.6. При этом длина волны ППР сигнала варьируется в широком диапазоне значений от 414 до 454 нм. Наличие температурной зависимости ППР сигнала у полученных пленок позволяет рассматривать их в качестве расходных «тест-систем» в оптических датчиках температуры.

Ключевые слова: dip-coating, наночастицы серебра, поверхностный плазмонный резонанс, температура

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-73-00200 (https://rscf.ru/project/24-73-00200/, дата обращения 24 марта 2026).

Соблюдение этических стандартов. В данной работе отсутствуют исследования человека или животных.

Конфликт интересов. Авторы данной статьи заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Вклад авторов в публикацию. Концепция научной статьи — КАН; анализ данных литературы и экспериментальных данных — КАН, БВВ, СММ, СВС; работа со списком литературы и рисунками — КАН, СММ; написание рукописи (подготовка оригинального текста) — КАН, СММ; написание (редактирование и рецензирование) — КАН, СММ, СВС.

Благодарности. Авторы выражают благодарность Министерству науки и высшего образования Российской Федерации.

Ссылка для цитирования: Колодин А.Н., Бочаров В.В., Сыроквашин М.М., Суляева В.С. Влияние температуры на поверхностные и оптические свойства серебряных органозольных пленок, полученных методом dip-coating. *Коллоидный журнал / Colloid Journal.* 2026. Т. 88. № 4. С. 474–494. https://doi.org/10.31857/S0023291226040044

© Колодин А.Н., Бочаров В.В., Сыроквашин М.М., Суляева В.С., 2026

КОЛЛОИДНЫЙ ЖУРНАЛ / COLLOID JOURNAL, 2026, vol. 88, no. 4, pp. 474–494

DOI: 10.31857/S0023291226040044 Original Article

Influence of Temperature on Surface and Plasmonic Properties of Silver Organosol Films obtained by Dip-Coating Method

A.N. Kolodin[1,*], V.V. Bocharov [1,2], M.M. Syrokvashin[1,3], V.S. Sulyaeva[1]

[1]*A.V. Nikolaev Institute of Inorganic Chemistry, Siberian Branch of the RAS, Novosibirsk, Russian Federation*
[2]*G.K. Boreskov Institute of Catalysis, Siberian Branch of the RAS, Novosibirsk, Russian Federation*
[3]*Siberian Transport University, Novosibirsk, Russian Federation*
**E-mail: kolodin@niic.nsc.ru*

Abstract. Silver organosol films were produced via the dip-coating method. The organosol was stabilized with sodium bis-(2-ethylhexyl) sulfosuccinate. The films consist of silver nanoparticles (~20 nm) encapsulated in an organic stabilizer layer (~1 μm). Temperature-induced changes in surface properties of the films were investigated. Heat treatment from 25 to 500°C caused significant effects. The film surface became more hydrophilic. Surface roughness significantly changed from 16 to 172 nm. The observed changes result from stabilizer decomposition and silver nanoparticle sintering. Meanwhile, the treatment leads to substantial changes in the plasmonic properties of the films. The surface plasmon resonance (SPR) signal intensity decreases by ~53% (from 1.4 to 0.6). The SPR signal wavelength varies over a wide range from 414 to 454 nm. The ability to tune plasmonic properties with temperature is notable. Thus, the obtained films are promising as disposable SPR-based test systems for optical temperature sensing.

Keywords: dip-coating method, silver nanoparticles, surface plasmon resonance, temperature

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 4 March 2026).

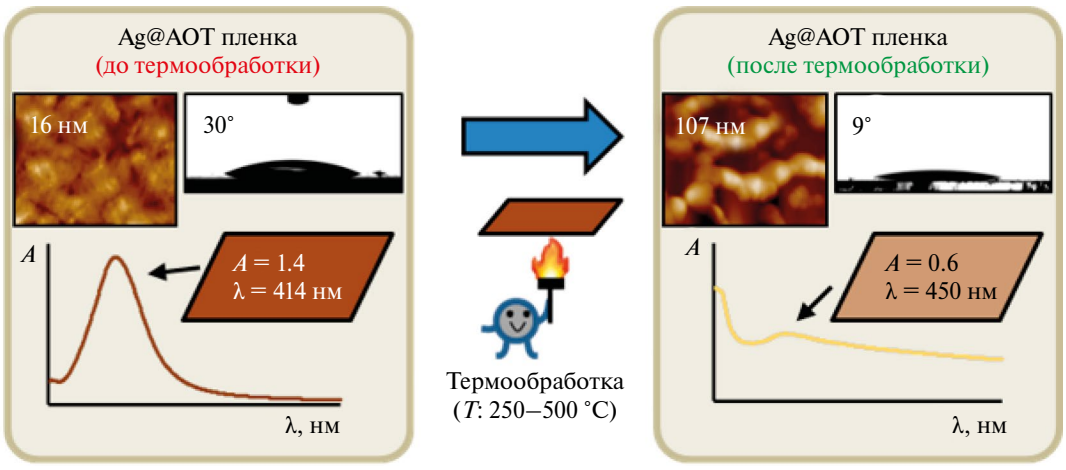
Ethics declarations. No human or animal studies were conducted in this work.

Conflict of interest. The authors of this article declare that they have no conflict of interest.

Authors' contributions. Conceptualization — KAN; data analysis — KAN, BVV, SMM, SVS; data visualization — KAN, BVV, SMM, SVS; writing (original draft preparation) — KAN, SMM; writing (review and editing) — KAN, SMM, SVS.

Acknowledgements. The authors are grateful to the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation.

For Citation: Kolodin A.N., Bocharov V.V., Syrokvashin M.M., Sulyaeva V.S. Influence of Temperature on Surface and Plasmonic Properties of Silver Organosol Films obtained by Dip-Coating Method. *Kolloidnyi zhurnal / Colloid Journal.* 2026;88(4):474–494. (In Russ.) https://doi.org/10.31857/S0023291226040044



© Kolodin A.N., Bocharov V.V., Syrokvashin M.M., Sulyaeva V.S., 2026

ВВЕДЕНИЕ

Композитные пленки на основе органозолей серебра являются перспективным материалом для развития технологий производства сенсорных устройств с сигналом поверхностного плазмонного резонанса (ППР) [1–4]. Потенциал применения ППР сенсоров с такими пленками достаточно широк и в перспективе может включать широкий спектр направлений от мониторинга состояния окружающей среды [5–8] и контроля пищевой безопасности [9, 10] до анализа лекарственных средств [11–13] и биохимических исследований [14–17].

Тем не менее широкое внедрение данных устройств сегодня ограничено отсутствием информации о термической стабильности соответствующих покрытий. На данный момент в литературе представлено детальное описание стабильности пленок на основе высококонцентрированных золей (содержание металла >1 М) [18–20]. Изменения физико-химических свойств таких образцов с ростом температуры могут не соответствовать покрытиям на основе слабо концентрированных дисперсных систем наночастиц. Механизм разложения здесь может отличаться, поскольку низкая концентрация серебра не позволяет обеспечить лавинообразный характер формирования агломератов вследствие процесса спекания наночастиц. В результате, резкого снижения рабочей поверхности частиц, а также их площади контакта с молекулами стабилизатора не происходит. Между тем, информация о термостабильности пленки является критически важной, поскольку позволяет оценить устойчивость ППР сигнала будущего устройства на ее основе к температурным помехам, а также определить диапазон рабочих температур соответствующего сенсора [21, 22].

В данной работе проведено детальное исследование процесса термодеструкции композитных пленок Ag@AOT, полученных методом dip-coating на основе органозоля с низкой концентрацией серебра (~0.02 М). Золь стабилизирован классическим анионным ПАВ – бис-(2-этилгексил)сульфосукцинатом натрия (АОТ). Данное исследование предлагает детализацию изменений свойств пленок в широком температурном диапазоне (от 25 до 500°С), выходящем за рамки рабочих интервалов многих классических сенсорных систем. Такое решение обусловлено необходимостью полного понимания механизмов термической деструкции органозольных пленок от начальных изменений до полного разрушения органической матрицы. Комплексные исследования позволят выявить основные закономерности изменений физико-химических свойств, по результатам которых будет предложена общая модель процесса, а также дана критическая оценка применимости органозольных пленок в оптических устройствах с ППР сигналом при различных температурах.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Материалы и реактивы

В работе были использованы следующие материалы и реактивы: стеклянные подложки (СП-7102, ООО «МиниМед»), серебро азотнокислое (99%, ОАО «Уральский завод химических реагентов»), металлическое золото (99.9%, Sigma-Aldrich), бис(2-этилгексил)сульфосукцинат натрия (АОТ, 97%, Sigma-Aldrich), вода деионизованная (удельное сопротивление >18 МОм/см), перекись водорода (медицинская, ГОСТ 177-88), аммиак (99%, ОАО «Реактив»), моногидрат гидразина (99%, ЗАО «Вектон»), *н*-декан (99%, ОАО «Реактив»), этанол (99%, ОАО «Реактив») и ацетон (99%, ОАО «Реактив»).

Синтез наночастиц

Наночастицы серебра были синтезированы эмульсионным способом [23]. В раствор АОТ/*н*-декан (0.25 М, 10 мл) при перемешивании на магнитной мешалке (100 об/мин) добавляли водные растворы нитрата серебра (0.3 М, 2 мл) и гидразина (10 М, 2 мл). Полученную эмульсию перемешивали на магнитной мешалке в течение часа при комнатной температуре. По окончании перемешивания эмульсия практически сразу разрушалась. Органическую фазу очищали от воды и грубодисперсного осадка серебра с помощью процедур центрифугирования (10 мин, 1500 об/мин) и обезвоживания на магнитной мешалке (2 ч, 100 об/мин).

Конечная концентрация серебра в органозоле была установлена спектофотометрически (коэффициент экстинкции 1.1×10^4 $М^{-1}\cdot см^{-1}$ на длине волны 406 нм [24]). Спектр поглощения записывали относительно чистого растворителя на спектрофотометре UV-1700 (Shimadzu, Япония) в диапазоне длин волн от 300 до 800 нм при длине оптического пути 1 см. Концентрация серебра составила 0.021 ± 0.005 М.

Получение пленок методом dip-coating

Пленки на основе органозоля (пленки Ag@AOT) были получены методом dip-coating по ранее разработанной методике [23, 25]. Предварительно поверхность стеклянных подложек (1×2.5 $см^2$) подвергали многостадийной очистке. Подложки последовательно погружали в этанол, ацетон и деионизованную воду на ~30 с, после чего дополнительно обрабатывали погружением на ~30 с в смесь $NH_3/H_2O_2/H_2O$ (соотношение 1:1:1 по объему) и сушили в потоке азота (о.с.ч., ГОСТ 9293-74, ООО «ПромГаз»). Подготовленные подложки трижды погружали в свежеприготовленный органозоль. Продолжительность каждого погружения и интервалы между ними составляли 2 с. По окончании процедуры образцы высушивали на воздухе в горизонтальном положении при комнатной температуре в течение суток.

Термическая обработка высушенных образцов проводилась в лабораторной печи L 03/12 (Чехия) в присутствии кислорода по температурной программе, включающей три стадии: I – нагревание до фиксированной

температуры (150–500°C) в течение 1 ч; II – изотермический режим в течение 1 ч; III – охлаждение до комнатной температуры в течение 12 ч.

Фоновые образцы без наночастиц серебра (пленки АОТ) были получены аналогичным образом на основе обратно-мицеллярного раствора АОТ (0.25 М) в *н*-декане.

Характеризация пленок

Элементный состав образцов был исследован с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (энергодисперсионного анализа) и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Энергодисперсионные спектры записывали в трех точках поверхности образца на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6700F (JEOL, Япония) с приставкой EDS Bruker Quantax 200 и детектором X-Flash 6|60. Для минимизации поверхностного заряда в области сканирования на образцы был нанесен тонкий проводящий слой золота (~5 нм) с помощью установки ионного распыления Ion Sputter JFC-1100 (5 мин при 0.5 кВ и 10мА). Спектры РФЭС были записаны на рентгеновском фотоэлектронном спектрометре FleXPS (SPECS Surface Nano Analysis GmbH, Германия) с монохроматизированным рентгеновским источником Al$K\alpha$ излучения ($h\nu = 1486.6$ эВ) и энергоанализатором PHOIBOS150 с 1D-DLD детектором. Шкала энергии связи спектрометра была откалибрована в соответствии с положениями линий металлического золота Au4$f_{7/2}$ (84.0 эВ) и меди Cu2$p_{3/2}$ (932.6 эВ). Для минимизации влияния поверхностного заряда образцов все измерения проводились с использованием электронной пушки COSCON FG 22/35 с энергией электронов ~3 эВ и током эмиссии ~70 мкА. Корректировка значений энергии связи осуществлялась с учетом линии углерода C1*s* (284.8 эВ), соответствующей адсорбированным атомам углерода в приповерхностных слоях исследуемых образцов. Детализация спектров РФЭС проводилась с помощью программного обеспечения CasaXPS2.3.15 [26]. Погрешность измерений энергии не превышала ~0.2 эВ.

Изменение топологии поверхности изучали на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6700F (JEOL, Япония) с применением детекторов регистрации вторичных и обратно рассеянных электронов. Сканирование поверхности проводили при увеличении 1000х и 50000х. Энергия электронного пучка составляла ~15 кВ.

Морфологию и шероховатость поверхности, а также механические свойства исследовали с помощью сканирующей зондовой лаборатории Ntegra Prima II (NT-MDT, Россия). Температура и относительная влажность составляли 22.6 °C и 21.6% соответственно. Исследование поверхности проводили в полуконтактном режиме атомно-силовой микроскопии (АСМ). Скорость сканирования и площадь скана составляли 20 мкм/с и 25×25 мкм^2 соответственно. Расчеты параметров морфологии и шероховатости были проведены с помощью программного обеспечения Nova SPM путем анализа серии из шести АСМ профилей в соответствии с ГОСТ 4287 [27]. Оценка значения толщины органического слоя композитных пленок была выполнена путем анализа АСМ профилей, сделанных в области края соответствующих образцов. Детализация механических свойств была проведена в режиме силовой спектроскопии с помощью зонда HA_FM. Значения работы адгезии и модуля Юнга рассчитывались с помощью уравнений Дерягина–Мюллера–Топорова и Герца соответственно [28, 29]. Расчет средних значений параметров проводился путем усреднения 30 измерений.

Изменения оптических свойств регистрировали с помощью спектрофотометра UV-1700 (Shimadzu, Япония). Спектр поглощения записывали в диапазоне длин волн от 300 до 800 нм относительно чистой подложки. Расчет средних значений интенсивности ППР сигнала и максимума длины волны плазмонного поглощения проводился на основании анализа 6–8 спектров, записанных в разных точках исследуемого образца.

Измерение краевых углов воды проводили на оптическом гониометре OCA 15 PRO (DataPhysics Instruments, Германия). Формирование капель тестовой жидкости (~1.5 мкл) проходило на открытом воздухе при температуре 22.1°C и относительной влажности 21.3%. Измерение углов смачивания проводили в режиме сидячей капли спустя 3–4 с после высаживания. Анализ контура капли проводили с помощью программного обеспечения SCA 20 согласно алгоритму аппроксимации эллипсом. Среднее значение угла смачивания устанавливали на основании анализа выборки из 3 измерений.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Морфология и шероховатость пленок

Нанесение органозолей серебра методом dip-coating приводит к формированию однородных композитных пленок Ag@AOT. Согласно сканам СЭМ и АСМ, сделанных при разном увеличении (рис. 1а), поверхность композитов без прокаливания равномерно покрыта молекулами ПАВ и не имеет открытых участков подложки. Представленные результаты коррелируют с данными аналогичных образцов без наночастиц (пленок АОТ до прокаливания, рис. 2а), а также литературными данными композитных пленок на основе золей, стабилизированных АОТ и другими ПАВ [23, 25, 30, 31]. Прокаливание пленок Ag@AOT приводит к их постепенному разрушению. Результаты сравнительных исследований методами СЭМ и АСМ (рис. 1) показывают, что глубина процесса зависит от температуры. При $T < 250$°C крупные дефекты на поверхности не появляются (рис. 1а, 1б). Повышение температуры в данном диапазоне приводит к сглаживанию выступов АСМ профиля при сохранении его общей амплитуды. При $T \geq 250$°C возникают отдельные дефекты, линейный размер которых постепенно возрастает с увеличением температуры обработки (рис. 1в–1д). Доля открытых участков поверхности образца при этом возрастает и достигает ~50–60% от исследуемой области. Данные

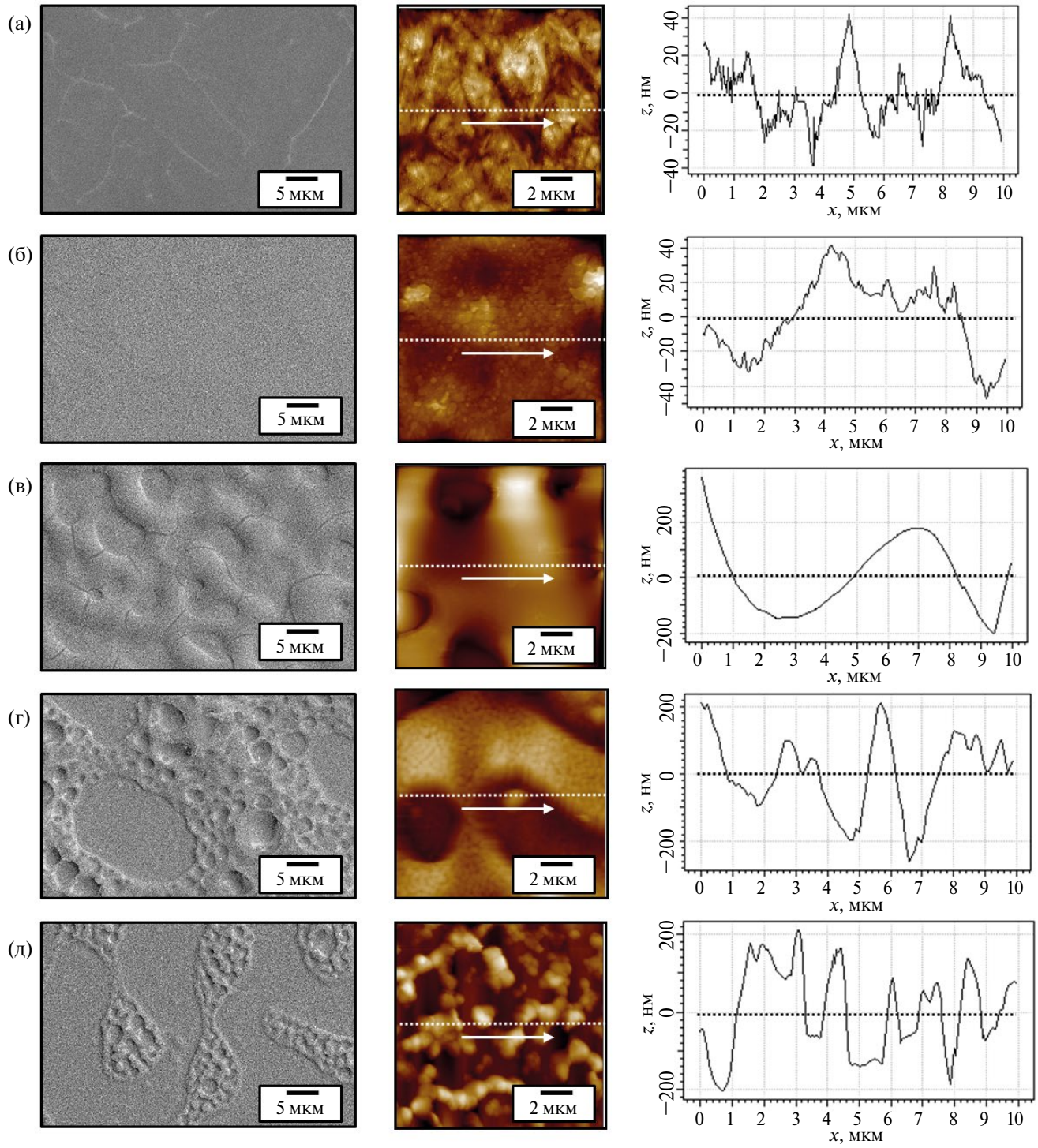


Рис. 1. Морфология пленок Ag@AOT: СЭМ и АСМ сканы (пунктиром отмечен участок записи профиля, стрелкой указано направление сканирования), а также профиль по высоте для образцов до (а) и после прокаливания при 150 (б), 250 (в), 350 (г) и 500°C (д)

Fig. 1. Morphology data of Ag@AOT films: SEM image, AFM scan (the profile region is marked with a dashed line; the scanning direction is indicated by an arrow), and profile for films before (а) and after heat treatment at 150 (б), 250 (в), 350 (г), and 500°C (д)

изменения обусловлены процессами разложения молекул стабилизатора [18]. Исследование поверхности фоновых образцов (пленок АОТ), прокаленных при соответствующих условиях, показало аналогичные результаты (рис. 2б–2д).

Вместе с тем параметры морфологии пленок Ag@AOT и АОТ (табл. 1) слабо меняются с ростом температуры. Значения асимметрии профиля (R_{sk}) и эксцесса профиля (R_{ku}) составляют ~0.4 и 2.6 соответственно. Однако погрешность рассчитанных параметров при прокаливании в целом увеличивается вследствие появления крупных дефектов. При этом параметры шероховатости АСМ профилей меняются не монотонно. Значения среднего арифметического отклонения профиля (R_a) и среднеквадратичного отклонения профиля (R_q) пленок Ag@AOT проходят через максимум при 350°C и находятся в диапазоне значений от 15 ± 8 до 148 ± 58 нм и от 16 ± 3 до 172 ± 57 нм соответственно. Между тем, динамика изменения соответствующих параметров для пленок АОТ практически повторяется. Таким образом, изменения шероховатости пленок Ag@AOT главным образом обусловлены процессом разрушения органического слоя в композитах. Вместе с тем наличие наночастиц в соответствующем слое вносит дополнительный вклад в шероховатость. Значения параметров R_a и R_q для пленок Ag@AOT выше, чем для фоновых образцов.

Открытые участки поверхности прокаленных пленок Ag@AOT в основном имеют круглую и овальную формы. Образование соответствующих участков можно объяснить двумя факторами. С одной стороны, при нагреве пленки более гидрофобный органический слой композита становится менее вязким. В результате, он собирается в отдельные «островковые структуры» на гидрофильной поверхности стекла с образованием открытых участков. С другой стороны, такая форма участков может быть обусловлена формированием локальных областей газообразных продуктов разложения АОТ (в виде молекул SO_2 и CO_2 [32]) внутри органического слоя при термической обработке композита. Доступ кислорода в объем материала при этом процессе может осуществляться через микротрещины и поры в слое стабилизатора, образующиеся в процессе его разложения. Наличие таких объектов в органозольных пленках было показано в нашей предыдущей работе на примере аналогичных систем [25]. По мере увеличения температуры прокаливания концентрация газообразных продуктов увеличивается, вследствие чего давление внутри соответствующих областей постепенно возрастает и, в конечном счете, приводит

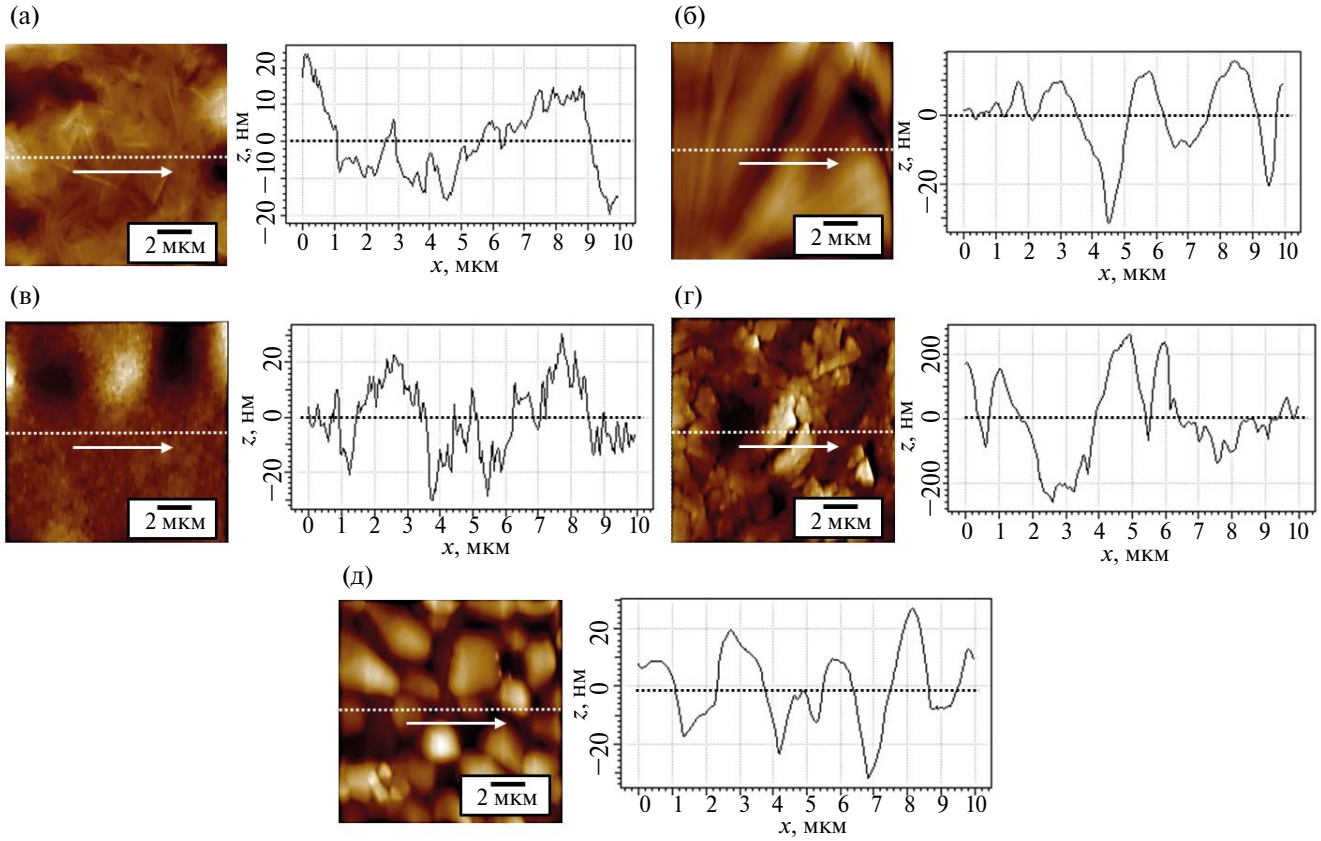


Рис. 2. Морфология пленок АОТ: АСМ скан (пунктиром отмечен участок записи профиля, стрелкой указано направление сканирования), а также профиль по высоте для образцов до (а) и после прокаливания при 150 (б), 250 (в), 350 (г) и 500°C (д)

Fig. 2. Morphology data of AOT films: AFM scan (the profile region is marked with a dashed line; the scanning direction is indicated by an arrow), and profile for films before (a) and after heat treatment at 150 (б), 250 (в), 350 (г), and 500°C (д)

Таблица 1. Параметры пленок Ag@AOT и AOT
Table 1. Parameters of Ag@AOT and AOT films

Образец	Морфология		Шероховатость		Смачиваемость	Механические свойства	
	R_{sk}	R_{ku}	R_a, нм	R_q, нм	θ, °	W_a, Дж/м^2	E, кПа
Ag@AOT	0.29 ± 0.07	2.6 ± 0.3	13 ± 3	16 ± 3	30 ± 3	29 ± 2	18 ± 1
Ag@AOT (150°C)	0.5 ± 0.4	3.1 ± 0.6	15 ± 8	18 ± 9	30 ± 3	37 ± 2	23 ± 6
Ag@AOT (250°C)	0.5 ± 0.3	2.5 ± 0.6	73 ± 46	87 ± 52	6.9 ± 0.9	1.9 ± 0.1	36.4 ± 0.6
Ag@AOT (350°C)	0.5 ± 0.2	2.3 ± 0.6	148 ± 58	172 ± 57	0	0.8 ± 0.4	41 ± 4
Ag@AOT (500°C)	0.3 ± 0.3	2.4 ± 0.4	89 ± 15	107 ± 16	9 ± 4	0.7 ± 0.3	46 ± 7
AOT	0.3 ± 0.3	2.4 ± 0.5	8 ± 4	10 ± 6	12 ± 3	20.9 ± 0.9	12 ± 1
AOT (150°C)	0.4 ± 0.3	3.1 ± 0.9	12 ± 6	14 ± 6	13 ± 1	22.3 ± 0.5	20 ± 1
AOT (250°C)	0.3 ± 0.3	3±2	25 ± 8	30 ± 4	6 ± 3	0.94 ± 0.08	32 ± 2
AOT (350°C)	0.3 ± 0.2	2.4 ± 0.7	82 ± 29	100 ± 32	4 ± 2	0.80 ± 0.09	36 ± 1
AOT (500°C)	0.4 ± 0.2	2.5 ± 0.4	63 ± 12	76 ± 14	8 ± 2	0.38 ± 0.08	42 ± 1

к их деформации с образованием характерных «кратеров» на поверхности. Отметим, что подобные явления также происходят в органозольных пленках на основе концентратов наночастиц серебра [18, 19, 32], а также других материалов [33, 34]. Однако в таких системах наличие высокой концентрации частиц приводит к их спеканию между собой, что препятствует разрушению пленки, а десорбция газообразных продуктов разложения ПАВ способствует формированию развитой пористой структуры.

В данном случае процесс спекания протекает менее интенсивно. Результаты исследования СЭМ в режимах вторичных и обратно рассеянных электронов свидетельствуют о том, что отдельные агломераты частиц появляются только при высоких температурах прокаливания (~500°C, рис. 3). Вместе с тем сравнение снимков, сделанных в разных режимах, показывает, что интенсивность частиц, содержащих серебро, на них отличается. На снимках, соответствующих режиму вторичных электронов, она значительно выше. Таким образом, частицы полностью локализованы внутри органического слоя. Наличие соответствующего слоя препятствует их спеканию.

Следует отметить, что рост температуры прокаливания также приводит к изменениям в аксиальной плоскости композитных пленок (рис. 4). Средняя толщина (h_z) исходных пленок составляет ~1.01 мкм (рис. 4а). Повышение температуры способствует постепенному снижению толщины (рис. 4б–4г). В результате, при $T = 500$°C она уменьшается более чем вдвое и достигает ~444 нм. При этом вид профиля в области края меняется и характеризуется более резким перепадом по высоте.

Химическое состояние поверхности пленок

Прокаливание пленок Ag@AOT приводит к изменению химического состояния их поверхностей (рис. 5). Исследование методом РФЭС позволило выявить характеристические линии, соответствующие Ag и элементам ПАВ (S, Na, O и C), а также N, наличие которого обусловлено присутствием примесей гидразина в органическом слое. Энергии связи основных компонент Ag3*d*-, C1*s*-, O1*s*-, S2*p*- и Na1*s*-линий приведены в табл. 2. Необходимо отметить, что, поскольку глубина анализа РФЭС не превышает ~2 нм, полученные данные отражают, прежде всего, состояние поверхности наночастиц серебра и окружающего их органического слоя.

Повышение температуры приводит к постепенному разрушению молекул AOT. Возникают дополнительные компоненты в структуре C1*s*- (~287.5, 288.9 и 290.3 эВ) и O1*s*-спектров (~533.5 эВ), которые могут быть отнесены к атомам углерода и кислорода в составе CO_3-групп [35, 36]. Таким образом, можно заключить, что в процессе прокаливания образца происходит его постепенное окисление, сопровождающееся образованием карбонатов натрия. Вместе с тем полное разложение стабилизатора не зафиксировано. Для всех прокаленных образцов наблюдаемые сигналы S2$p_{3/2}$- (~168.4 эВ) и O1*s*-линий (~531.6 эВ) могут быть приписаны атомам серы и кислорода в составе SO_3-групп и фрагментов молекул AOT [35, 36]. Термическая

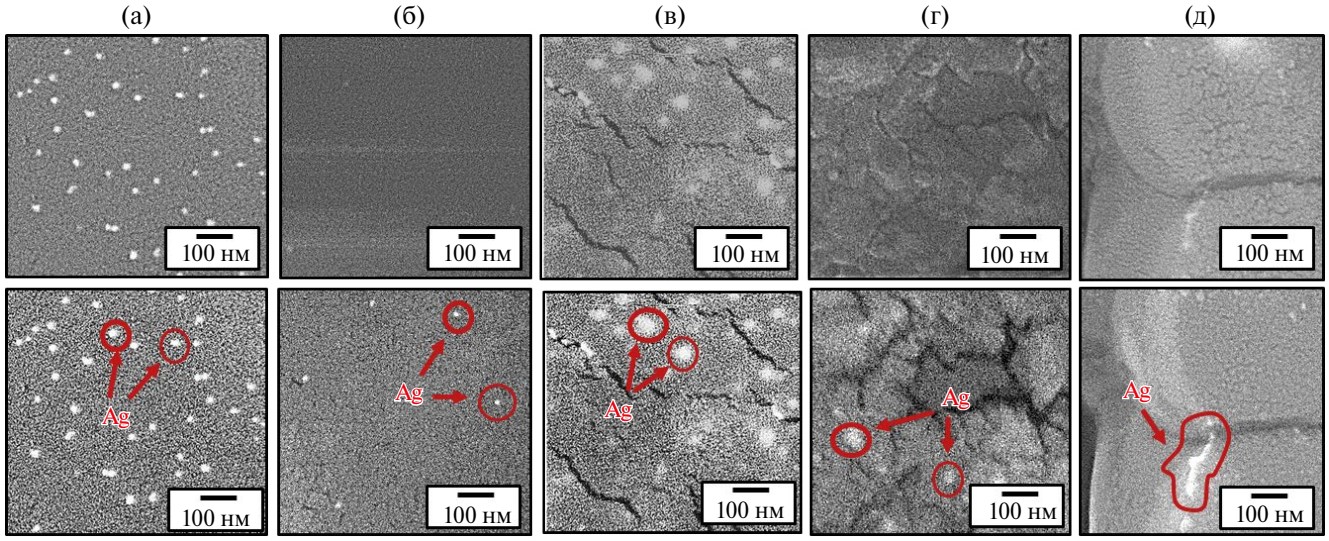


Рис. 3. Снимки СЭМ поверхности пленок Ag@AOT до (а) и после прокаливания при 150 (б), 250 (в), 350 (г) и 500°C (д). Съемка поверхности проводилась в режимах обратно рассеянных и вторичных электронов (снимки сверху и снизу соответственно). Красным цветом отмечены области частиц, содержащих серебро
Fig. 3. SEM images of Ag@AOT films before (a) and after heat treatment at 150 (б), 250 (в), 350 (г), and 500°C (д). The surface imaging was performed in backscattered electron and secondary electron modes (top and bottom images, respectively). The regions of silver-containing particles are marked in red

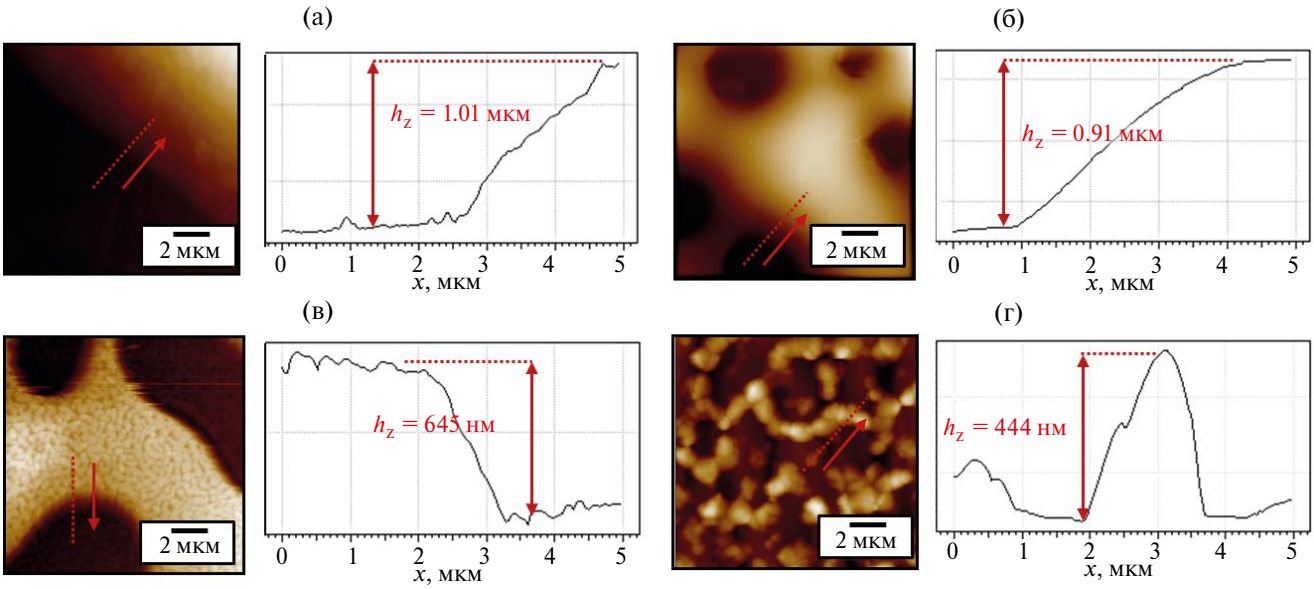


Рис. 4. Оценка толщины органического слоя до (а) и после прокаливания при 250 (б), 350 (в) и 500°C (г)
Fig. 4. Thickness measurement data of Ag@AOT films before (a) and after heat treatment at 250 (б), 350 (в), and 500°C (г)

обработка проводит лишь к их частичной дестабилизации, о чем косвенно свидетельствует появление дополнительных компонент в структуре S2*p*- и O1*s*-спектров (табл. 2).

При этом также наблюдается дополнительная перестройка структуры Na1*s*-спектра вследствие появления открытых участков стеклянной подложки по мере деструкции органического слоя (рис. 1). Данный процесс сопровождается усилением вклада компонент в структуру O1*s*-спектра, относящихся к адсорбированным молекулам O_2 и H_2O (~535.1 и 523.8 эВ соответственно). Между тем, линия N в области N1*s*-линии (~400.9 эВ) пропадает с ростом температуры, что указывает на десорбцию молекул гидразина, а также азотсодержащих продуктов его разложения с поверхности пленки.

Спектр Ag3*d* представляет собой суперпозицию линий, соответствующую спин-орбитальному

расщеплению 3*d*-уровня на Ag3$d_{5/2}$- и Ag3$d_{3/2}$-компоненты с величиной расщепления 6 эВ. В исходной пленке энергия связи основной Ag3$d_{5/2}$-линии (~368.3 эВ) соответствует атомам серебра в состоянии Ag^0 [35, 36]. Оксиды серебра отсутствуют, поскольку частицы полностью инкапсулированы в органический слой стабилизатора (рис. 3а) и не имеют контакта с кислородом. Повышение температуры до 150 °C приводит к постепенному окислению частиц, что сопровождается возникновением дополнительной компоненты в структуре Ag3*d*-спектров, соответствующей наличию связи Ag–O (~369.8 эВ). Дальнейший рост температуры приводит к перераспределению наночастиц вдоль оси *Z* вследствие диффузионных процессов, протекающих в органическом слое. Частицы перемещаются в нижние слои композита, покидая его приповерхностные слои. В результате, органическая матрица способствует значительному снижению интенсивности сигнала Ag, что не позволяет провести однозначную деконволюцию Ag3*d*-линии (рис. 5). Тем не менее, опираясь на литературные данные, мы можем предположить образование дополнительных форм серебра (например, карбонатов серебра [37]).

Элементный состав пленок

Анализ элементного состава пленок Ag@AOT был проведен с помощью РФЭС и энергодисперсионного анализа. Необходимо отметить, что, в отличие от РФЭС, второй подход дает информацию, усредненную по всей толщине образца. Таким образом, влияние элементов подложки здесь является более существенным, что выражается в наличии вкладов элементов подложки в структуру характеристических спектров образцов (рис. 6). В спектрах обнаружены линии, относящиеся и к элементам пленок, и к материалу подложки (Si, Ca, Al, K и Mg).

Сопоставление данных РФЭС и энергодисперсионного анализа (рис. 5 и 6) позволяет провести детализацию элементного состава пленок Ag@AOT в приповерхностных слоях и по всей его глубине соответственно. Результаты расчетов относительной концентрации элементов (*w*) приведены в табл. 3. Отметим, что представленные результаты для исходной пленки в целом соответствуют литературным данным аналогичных систем [23]. Содержание Ag значительно уступает концентрациям элементов ПАВ. Параметр *w* не превышает 0.5 и 0.9 ат. % соответственно. Примесь N обнаружена исключительно в приповерхностных слоях образцов. Концентрация данного элемента составляет менее 4 ат. %.

Прокаливание пленки Ag@AOT приводит к перераспределению элементов ПАВ в ее органическом слое. Концентрации элементов меняются непропорционально друг другу вследствие процессов разложения стабилизатора, а также десорбции продуктов его разложения (табл. 2, 3). Рост температуры способствует равномерному снижению содержания C по всей глубине образца. Значения *w* составляют ~4 и 13 ат. % при $T = 500$°C (табл. 3, данные энергодисперсионного анализа и РФЭС соответственно). Вместе с тем концентрация S в целом также снижается, однако при этом данный элемент концентрируется в приповерхностных слоях. В результате, разница значений *w*, установленная двумя независимыми методами, достигает почти 18 ат. % при аналогичных условиях.

С другой стороны, содержание Na и O значительно возрастает с повышением температуры. Данные двух подходов здесь коррелируют между собой (табл. 3) и указывают на возрастающее влияние материала подложки на результаты исследований. Поскольку Na и O содержатся в стекле, увеличение доли открытых участков поверхности (рис. 1), а также снижение толщины органического слоя (рис. 4) приводят к росту концентраций соответствующих элементов. При этом следует отметить, что повышение концентрации O отчасти обусловлено параллельными процессами окисления органического слоя (табл. 2).

Угол смачивания пленок

Все полученные пленки Ag@AOT демонстрируют наличие гидрофильных свойств (табл. 1). При этом смачиваемость поверхности зависит от температуры прокаливания. Ее рост в целом способствует усилению гидрофильных свойств и позволяет получить систему с супергидрофильными свойствами.

Более подробная детализация результатов показывает, что краевой угол (θ) для композитных пленок меняется не монотонно. Обработка при $T \leq 150$°C не приводит к улучшению смачиваемости водой. Дальнейшее повышение температуры способствует резкому снижению параметра θ вследствие изменения поверхностной энергии образца на границе межфазного раздела твердое тело/газ. Изменения химического состояния поверхности и элементного состава пленок Ag@AOT косвенно свидетельствуют об этом (табл. 2, 3). Гидрофилизующий эффект здесь в основном обусловлен процессами частичного разрушения гидрофобных фрагментов молекул ПАВ. Данная гипотеза подтверждается аналогичной динамикой изменения смачиваемости пленок AOT (табл. 1). Между тем, следует отметить и другие факторы. Повышение смачиваемости водой может быть связано с появлением на границе раздела участков дополнительной фазы, соответствующей стеклянной подложке. Угол смачивания на чистом стекле составляет ~22° [38]. В свою очередь, рост шероховатости поверхности (табл. 1) также может вносить дополнительный вклад в повышение гидрофильности [39]. По этой причине минимальное значение θ (0° при $T = 350$°C) удается получить именно на более шероховатой поверхности композита Ag@AOT. На пленке AOT добиться полного растекания тестовой жидкости в аналогичных условиях не представляется возможным ($\theta = 4 \pm 2°$ при $T = 350$°C).

Отметим, что в результате прокаливания композита в диапазоне от 250 до 500°C угол смачивания проходит через минимальное значение при 350°C и далее снова незначительно возрастает. Этот факт обусловлен протеканием параллельного процесса адсорбции углеводородных примесей, присутствующих в воздушной

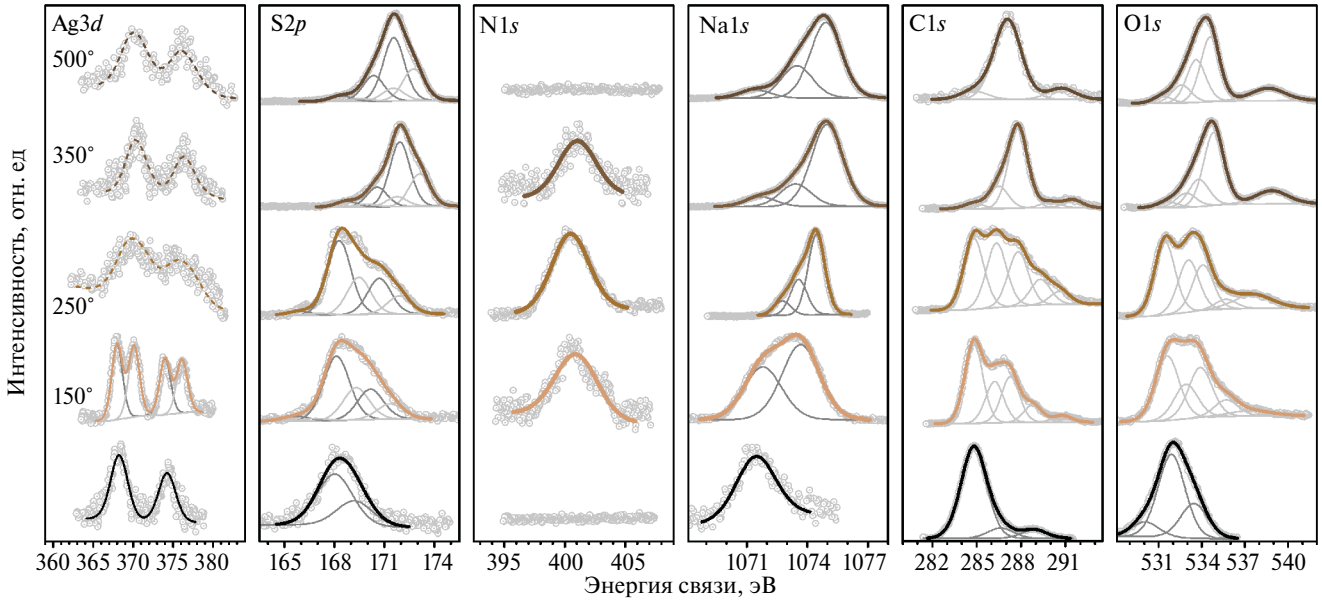


Рис. 5. Ag3*d*-, S2*p*-, N1*s*-, Na1*s*-, C1*s*- и O1*s*-области РФЭС спектров для пленок Ag@AOT до и после прокаливания при 150, 250, 350 и 500°C
Fig. 5. Ag3*d*-, S2*p*-, N1*s*-, Na1*s*-, C1*s*-, and O1*s*-regions of Ag@AOT films before and after heat treatment at 150, 250, 350, and 500°C

Таблица 2. Энергия связи (эВ)* основных компонент Ag3$d_{5/2}$-, S2$p_{3/2}$-, N1*s*-, Na1*s*-, C1*s*- и O1*s*-линий пленок Ag@AOT до и после прокаливания при 150, 250, 350 и 500°C

Table 2. Binding energy values (eV)* of XPS Ag3$d_{5/2}$-, S2$p_{3/2}$-, N1*s*-, Na1*s*-, C1*s*- and O1*s*-lines for Ag@AOT films before and after heat treatment at 150, 250, 350, and 500°C

T, °C	C1*s*	O1*s*	Ag3$d_{5/2}$	S2$p_{3/2}$	N1*s*	Na1*s*
–	284.8 (82.7) 286.6 (7.8) 288.9 (9.5)	530.1 (11.3) 531.9 (62.5) 533.5 (26.2)	368.3 (100)	168.0 (100)	–	1071.4 (100)
150	284.8 (42.0) 286.2 (24.5) 288.8 (9.0) 290.9 (3.4) 287.3 (24.0)	532.9 (19.7) 533.9 (28.6) 537.7 (5.5) 535.7 (9.4) 531.6 (36.8)	368.0 (51.6) 370.1 (48.4)	168.1 (64.7) 170.2 (30.5) 165.7 (4.8)	401.0 (100)	1073.7 (58.7) 1071.8 (41.3)
250	284.8 (31.2) 286.3 (28.3) 289.3 (11.2) 290.6 (5.6) 287.8 (23.7)	533.1 (25.4) 534.1 (22.1) 537.6 (12.2) 535.7 (4.8) 531.4 (35.6)	–	168.3 (65.2) 170.7 (31.4) 165.9 (3.4)	400.5 (100)	1074.8 (61.4) 1073.1 (27.4) 1071.4 (11.2)
350	287.8 (65.8) 286.5 (18.4) 291.5 (6.4) 284.8 (4.6) 290.0 (4.8)	533.8 (19.4) 534.8 (51.6) 538.8 (14.8) 532.9 (10.0) 531.6 (4.1)	–	171.9 (71.6) 170.6 (21.9) 168.7 (6.5)	401.0 (100)	1075.0 (71.6) 1073.4 (19.8) 1071.7 (8.5)
500	287.1 (80.3) 284.8 (8.5) 290.7 (11.2)	533.6 (27.7) 534.6 (41.9) 538.6 (14.4) 532.6 (11.7) 531.6 (6.7)	–	171.6 (67.1) 170.4 (27.1) 168.4 (5.8)	–	1074.9 (64.8) 1073.5 (27.9) 1071.4 (7.3)

*Примечание: погрешность измерения не превышает ±0.2 эВ; значения интегральной интенсивности компонент приведены в скобках (в %).
*Note: the measurement accuracy was 0.2 eV; the percentage values of the integral intensity of the components are given in parentheses.

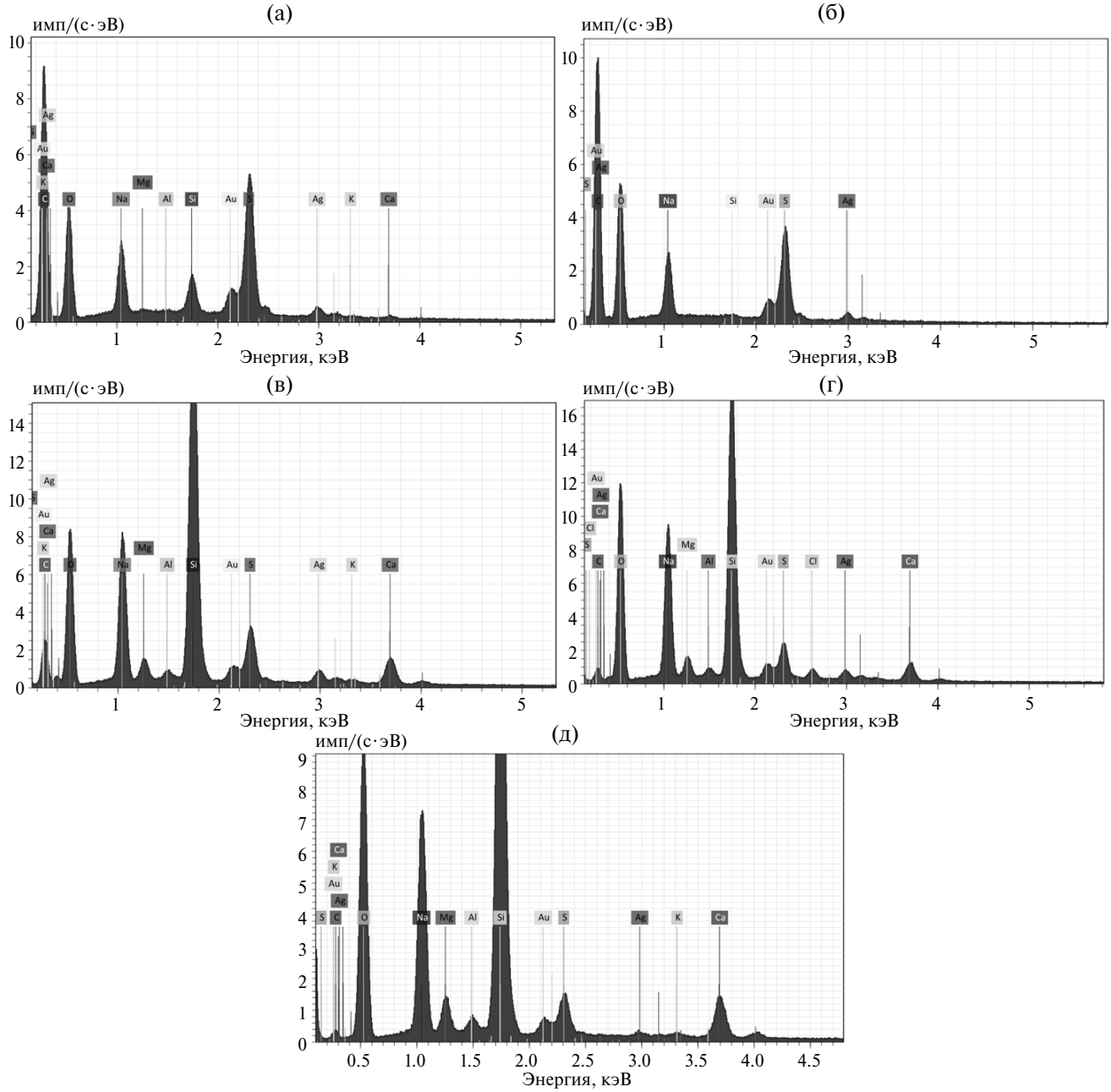


Рис. 6. Энергетические спектры пленок Ag@AOT до (а) и после прокаливания при 150 (б), 250 (в), 350 (г) и 500°C (д). Наличие спектральной линии Au обусловлено нанесением тонкого проводящего слоя на поверхность пленок в процессе пробоподготовки

Fig. 6. EDX spectra of Ag@AOT films before (а) and after heat treatment at 150 (б), 250 (в), 350 (г), and 500°C (д). The presence of the Au spectral line is due to metallization of the film surface during sample preparation procedure

среде, на поверхность образца [40]. Данный процесс способствует ее слабой гидрофобизации.

Между тем, гидрофильная природа серебра (угол смачивания на гладкой поверхности $79 \pm 1°$ [41]) не влияет на изменения смачиваемости пленок Ag@AOT в силу его низкого содержания (табл. 3), а также полной локализации частиц в органическом слое (рис. 3). В целом, представленные результаты (табл. 1) согласуются с данными аналогичных систем, полученных на основе золей серебра [23] и других материалов [25, 30].

Механические свойства пленок

Методом силовой спектроскопии проведены исследования механических свойств пленок Ag@AOT. Анализ силовых кривых показывает, что их характер меняется с ростом температуры прокаливания (рис. 7а–7д). Глубина области «характеристической

Таблица 3. Элементный состав пленок Ag@AOT*
Table 3. Elemental composition of the Ag@AOT films*

Данные энергодисперсионного анализа						
***T*, °C**	**Ag (*L*α)**	**S (*K*α)**	**N (*K*α)**	**Na (*K*α)**	**C (*K*α)**	**O (1*s*)**
–	0.3	4.0	н.о.	3	66	26
150	0.3	3.4	н.о.	3	63	31
250	0.6	3.3	н.о.	12	33	51
350	0.9	3.8	н.о.	18	12	66
500	0.2	2.1	н.о.	17	4	77
Данные РФЭС						
***T*, °C**	**Ag ($3d_{5/2}$)**	**S ($2p_{3/2}$)**	**N (*1s*)**	**Na (*1s*)**	**C (*1s*)**	**O (*1s*)**
–	0.4	1.7	н.о.	3	74	21
150	0.5	5.3	1	3	67	22
250	н.о.	7.5	4	8	44	36
350	н.о.	14.5	н.о.	9	35	41
500	н.о.	17.9	н.о.	14	13	55

*Примечание: значения относительных концентраций приведены в ат. % за вычетом концентраций элементов подложки.
*Note: data (at %) are given excluding the concentrations of substrate elements.

ямы» линий отвода (зависимости *2*) в целом уменьшается, что свидетельствует об ослаблении адгезионных свойств на поверхности образцов. Рассчитанные значения работы адгезии (W_a) варьируются в диапазоне от 0.7 до 37 Дж/м^2 (табл. 1).

Исходная пленка демонстрирует сильные адгезионные свойства. Соответствующий параметр равен 29 ± 2 Дж/м^2. Высокое значение обусловлено наличием полярных взаимодействий между иглой измерительного АСМ зонда и поверхностью пленки, что указывает на преобладающую ориентацию дифильных молекул стабилизатора гидрофильной частью к границе межфазного контакта твердое тело/газ. Данный факт также подтверждается наличием сильных гидрофильных свойств у исходного образца (табл. 1).

При этом небольшая часть молекул АОТ ориентирована гидрофобной частью к границе твердое тело/газ. Прокаливание при $T < 150$°C приводит к ее разрушению, вследствие чего наблюдается слабый рост W_a. Последующее увеличение температуры способствует постепенному разрушению гидрофильных фрагментов молекул стабилизатора на поверхности образца. В результате, мы наблюдаем снижение W_a. Наиболее интенсивно параметр уменьшается при 250°C, что согласуется с литературными данными термогравиметрического анализа разложения АОТ [18, 33], согласно которым при этой температуре процесс разложения происходит наиболее интенсивно с выделением газообразных продуктов CO_2 и SO_2 вследствие разрушения полярной части дифильной молекулы. Между тем, результаты аналогичных исследований механических свойств пленок АОТ также свидетельствуют об ослаблении адгезионных свойств вследствие разложения ПАВ (рис 7е–7к, табл. 1).

Модуль упругости (E) меняется с ростом температуры прокаливания (табл. 1). Однако, в отличие от W_a, данный параметр монотонно увеличивается и при 500°C достигает 46 ± 7 кПа. Характер температурной зависимости обусловлен постепенным снижением толщины органического слоя пленок Ag@AOT (рис. 4), а также повышением когезионных взаимодействий внутри этого слоя вследствие процесса разложения стабилизатора (табл. 2). Отметим, что обработка при максимальной температуре не позволяет достичь параметров чистой стеклянной подложки ($E = 1.97 \pm 0.02$ МПа [25]), поскольку на поверхности остаются более термоустойчивые продукты разложения в виде карбонатов, а также серосодержащих фрагментов АОТ. Необходимо отметить, что наночастицы Ag вносят свой вклад в рост механической прочности пленок (табл. 1). Значения E для пленок АОТ уступают значениям аналогичного параметра для пленок Ag@AOT. Тем не менее данный вклад незначителен в силу низкого содержания наночастиц в органическом слое (табл. 3). Разница значений не превышает 4 кПа.

Термодеструкция пленок

Комплексная детализация изменений физико-химических свойств прокаленных образцов позволяет получить дополнительную информацию об общих закономерностях процесса разрушения пленок на основе слабо концентрированных органозолей серебра. Сопоставление экспериментальных данных позволяет выявить три глубины процесса в зависимости от выбранной температуры обработки.

Стадия 1. Прокаливание пленки при $T < 250$°C не приводит к значительному разрушению органического слоя. Морфология и смачиваемость образца слабо

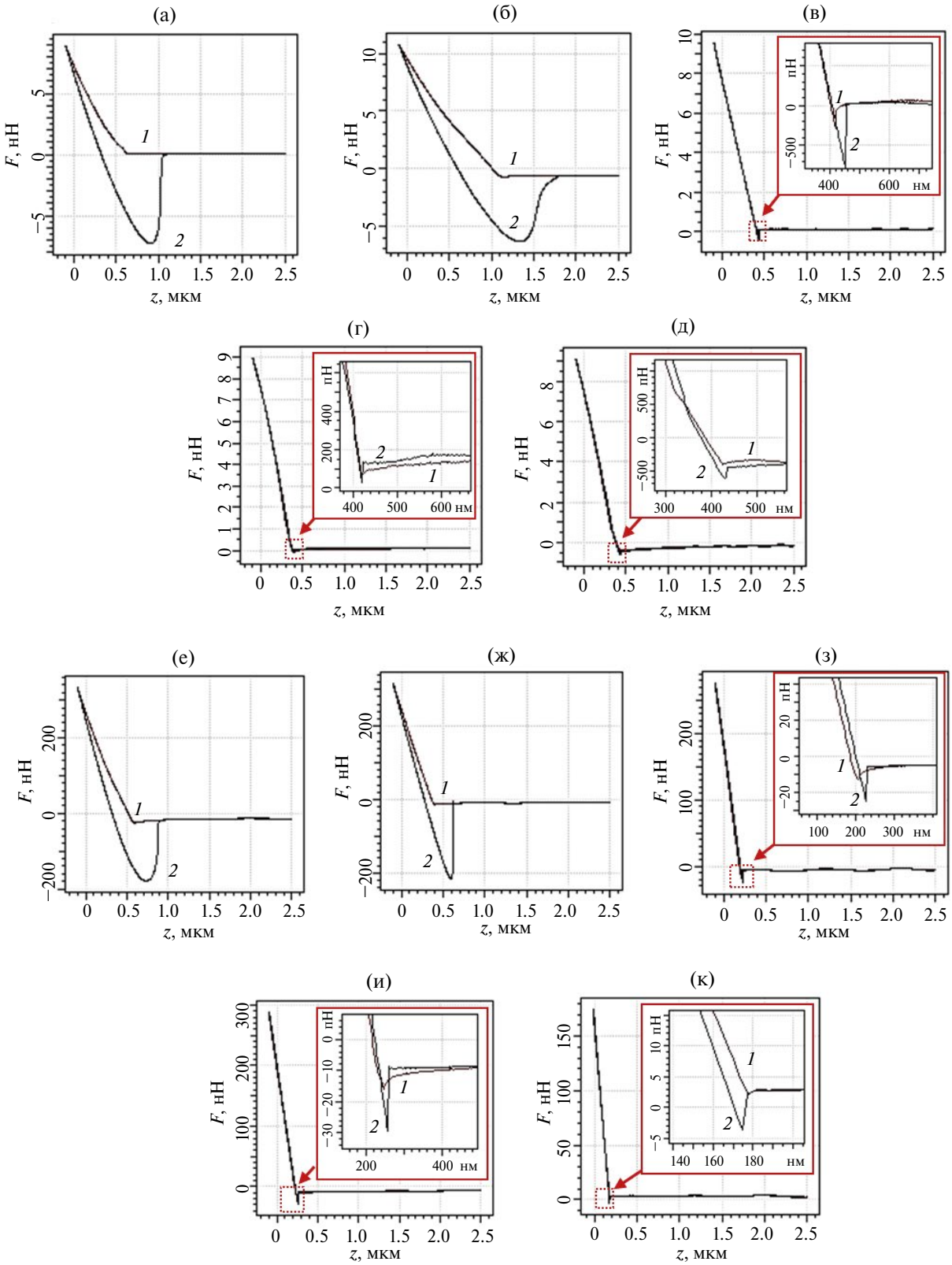


Рис. 7. Силовые кривые подвода *(1)* и отвода *(2)* АСМ зонда к поверхности пленок Ag@AOT до (а) и после прокаливания при 150 (б), 250 (в), 350 (г) и 500°C (д), а также к поверхности пленок AOT до (е) и после прокаливания при 150 (ж), 250 (з), 350 (и) и 500°C (к)

Fig. 7. Force-distance curves of approach *(1)* and retract *(2)* of AFM probe for Ag@AOT films (before (а) and after heat treatment at 150 (б), 250 (в), 350 (г), and 500°C (д)) and AOT films (before (е) and after heat treatment at 150 (ж), 250 (з), 350 (и), and 500°C (к))

отличаются от параметров исходной системы (рис. 1а, 1б, табл. 1). Согласно данным силовой спектроскопии (рис. 7а, 7б, табл. 1), энергодисперсионного анализа и РФЭС (табл. 2, 3), имеет место незначительная перестройка структуры органического слоя вследствие начала процесса разложения стабилизатора. При этом металлические частицы серебра подвергаются незначительному окислению при сохранении дисперсности (табл. 2, рис. 3а, 3б).

Стадия 2. Обработка образца при $250 \le T \le 350$°C способствует более существенному повреждению органического слоя с образованием крупных дефектов (рис. 1в, 1г). Вместе с тем происходит более глубокое разложение молекул стабилизатора, включающее разрушение как гидрофобных, так и гидрофильных фрагментов молекул АОТ. Изменения в химической структуре (табл. 2) и элементном составе (табл. 3), резкое ослабление адгезионных свойств, а также усиление гидрофильных свойств (табл. 1) свидетельствуют об этом. Кроме того, за счет диффузионных процессов происходит миграция частиц серебра в более глубокие слои органической матрицы (рис. 5).

Стадия 3. Нагрев пленки при $T > 350$°C приводит к дальнейшему разложению стабилизатора, вследствие чего линейный размер фрагментов органического слоя на поверхности подложки значительно сокращается (рис. 1д). Данный факт обусловлен десорбцией продуктов разложения стабилизатора в виде молекул CO_2 и SO_2 с поверхности подложки (табл. 2). При этом имеет место обратный процесс: адсорбция углеводородных примесей, присутствующих в воздушной среде, вследствие которой происходит слабая гидрофобизация поверхности образца (табл. 1). Вместе с тем частицы, содержащие серебро, подвергаются спеканию с образованием соответствующих агломератов (рис. 3д).

Переход к каждой последующей стадии сопровождается снижением толщины органического слоя (рис. 4), а также слабым увеличением механической жесткости пленок Ag@AOT (табл. 1). При этом независимо от температуры, разрушение пленок происходит равномерно. Данные морфологии прокаленных образцов при разном увеличении коррелируют между собой (рис. 1).

Оптические свойства пленок

Термическая обработка негативно влияет на плазмонные свойства пленок на основе слабо концентрированных золей серебра (рис. 8). Интенсивность ППР сигнала падает при $T \ge 150$°C (рис. 8а, 8в). Данные изменения оптических свойств объясняются тремя факторами:

1. Концентрация источников плазмона уменьшается вследствие окисления частиц металлического серебра, а также последующих процессов агрегации и спекания (рис. 3, табл. 2). Отметим, что данные процессы также приводят к смещению максимума поглощения (рис. 8а, 8г). При этом данный параметр меняется не монотонно с ростом температуры. При $T \le 350$°C наблюдается смещение максимума в красную область спектра (с 414 до 454 нм), тогда как дальнейшее нагревание до 500°C приводит к резкому снижению длины волны (до 425 нм). Данный эффект об условлен образованием серебряных агломератов неправильной формы в органическом слое композитной пленки.

2. В органическом слое появляются крупные дефекты. При этом его толщина значительно снижается (рис. 1 и 4).

3. В результате термической обработки рассеивающая способность органического слоя резко увеличивается. Об этом свидетельствует повышение уровня базовой линии представленных спектров пленок Ag@AOT, а также фоновых образцов без наночастиц (рис. 8а, 8б). Кроме того, дополнительные качественные исследования показывают, что при воздействии лазера (1 мВт, 650 нм) на поверхность пленок Ag@AOT ширина рассеивающего пятна значительно возрастает для системы после прокаливания (рис. 9).

Таким образом, ППР устройства на основе подобных пленок на данный момент не могут быть использованы для определения концентрации аналитов при высоких температурах. Рабочий диапазон таких устройств будет существенно ограничен: не более 150°C. Применение при более высоких температурах будет приводить к значительным температурным помехам. В перспективе данная проблема может быть решена несколькими способами. Первый способ заключается в апробировании пленок на основе более термоустойчивых ПАВ (например, пропоксилированного бисфенол А фосфата) [42]. Второй способ состоит в использовании покрытий на основе золей смешанного состава. Добавление в золь серебра небольшого количества стабильного металла (золота или платины) может повысить устойчивость пленки к окислению без потери оптических свойств конечного покрытия [43]. Третий способ заключается в применении пленочных композитов на основе дисперсных систем наночастиц по типу «ядро–оболочка». Оболочка из более тугоплавкого металла (палладия или платины) будет сохранять структурную целостность и плазмонный резонанс наночастиц серебра при нагреве до более высоких температур (200–250°C) [44].

Между тем, наличие температурных изменений оптических свойств полученных образцов позволяет рассматривать их в качестве материала для создания датчиков температуры. Сопоставление спектров поглощения пленок Ag@AOT с разной температурой прокаливания показывает, что в диапазоне 25–500°C интенсивность их сигнала ППР меняется более чем на 53% от ~1.4 до 0.6 (рис. 8в). Вместе с тем наиболее заметное изменение интенсивности наблюдается при $T \le 150$°C, дальнейшее повышение температуры до 250–500°C в основном приводит к изменениям длины волны плазмонного поглощения (от 425 до 454 нм, рис. 8г). Полученный результат сопоставим с данными других аналогичных систем на основе неконцентрированных органозолей [25]. Тем не менее критический анализ полученных данных химического состояния (табл. 2) и морфологии поверхности образцов (рис. 1) свидетельствует о необратимости процесса разрушения

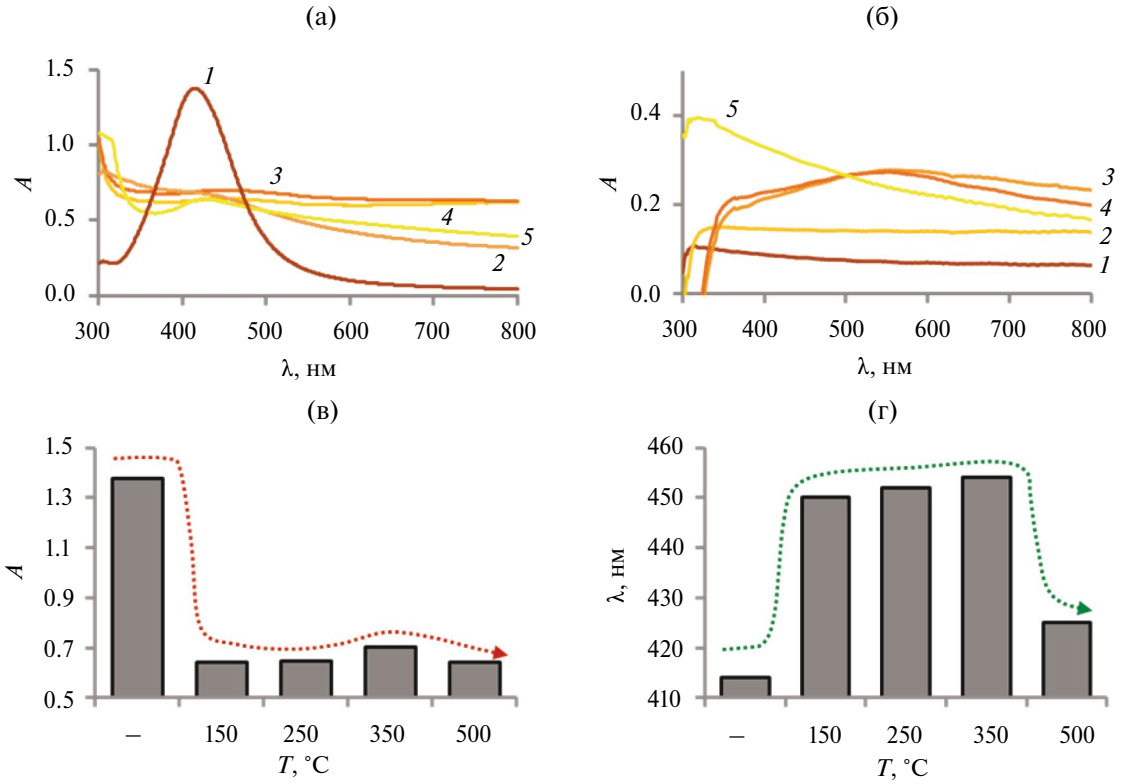


Рис. 8. Спектры поглощения пленок Ag@AOT (а) и AOT (б) (до (*1*) и после прокаливания при 150 (*2*), 250 (*3*), 350 (*4*) и 500°C (*5*)), а также температурные зависимости оптической плотности (в) и длины волны поглощения (г) пленок Ag@AOT

Fig. 8. UV–Vis spectra for Ag@AOT (а), AOT (б) films (before (*1*) and after heat treatment at 150 (*2*), 250 (*3*), 350 (*4*), and 500°C (*5*)). Temperatures' dependencies of SPR band intensity (в) and SPR maximum wavelength (г) for Ag@AOT films

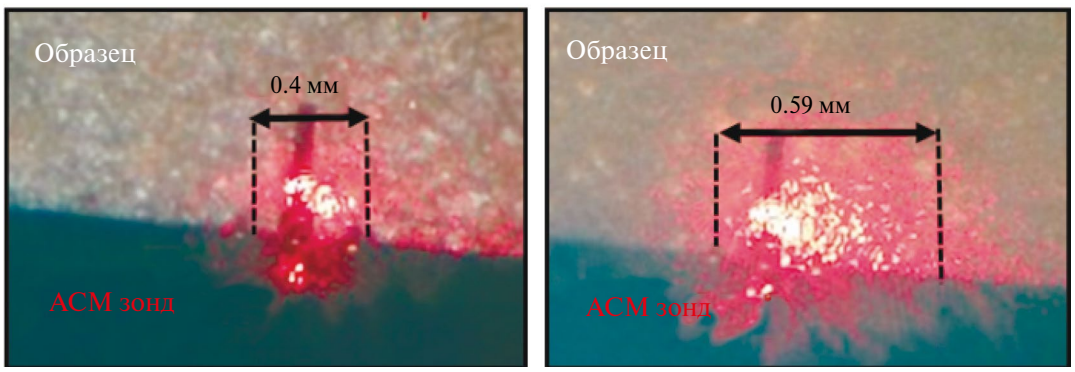


Рис. 9. Фотографии камеры высокого разрешения АСМ микроскопа: воздействие лазерного света на поверхность пленки Ag@AOT до (а) и после (б) прокаливания при 250°C. Стрелками отмечена ширина пятна рассеянного света

Fig. 9. Effect of laser beam on Ag@AOT film before (а) and after (б) heat treatment at 250°C. The arrows indicate the width of the scattered light spot

органического слоя. Таким образом, на данном этапе они могут рассматриваться только в качестве одноразовых «тест-систем» в соответствующих устройствах.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Постадийная детализация процесса разрушения оптически активных пленок Ag@AOT в интервале от 25 до 500°C показала возможность необратимой терморегуляции физико-химических свойств соответствующих композитов. Повышение температуры позволяет:

1. варьировать интенсивность и длину волны максимума поглощения ППР сигнала пленки за счет постепенного снижения толщины органического слоя композита, а также процессов агрегации и спекания наночастиц;

2. повысить гидрофильность пленки (до 0°) в результате увеличения шероховатости ее поверхности, а также частичного разложения молекул ПАВ в органическом слое;

3. влиять на механические свойства пленки вследствие изменения химического состояния ее поверхности.

Подробное описание изменений свойств пленок Ag@AOT позволит спрогнозировать их функциональные особенности (смачиваемость, интенсивность ППР сигнала, толщину и т. д.) с ростом температуры и в перспективе создавать устройства с заданными рабочими характеристиками. Предложенный комплексный подход характеризации может быть расширен и использован для описания процессов термодеструкции пленок на основе золей серебра, стабилизированных другими ПАВ (Span 80, Triton X-100, Tergitol NP-4 и т. д.).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bartolomé M., Villaseñor M.J., Ríos Á. Surface plasmon resonance optical sensors involving nanomaterials as reliable analytical tools: A critical view about performance and applications. *Anal. Chim. Acta*. 2026. Vol. 1382. P. 344693. https://doi.org/10.1016/j.aca.2025.344693
2. Daedu Lee, Gyounghyun Song, Yoonsoo Pang. Composite silver nanosurfaces of dipole and quadrupole surface plasmon resonances for fluorescence enhancements. *Bull. Korean Chem. Soc*. 2022. Vol. 43. no. 1. Pp. 35–39. https://doi.org/10.1002/bkcs.12428
3. Topor C.-V., Puiu M., Bala C. Strategies for surface design in surface plasmon resonance (SPR) sensing. *Biosensors*. 2023. Vol. 13. no. 4. P. 465. https://doi.org/10.3390/bios13040465
4. Ziai Y., Rinoldi C., Nakielski P. et al. Smart plasmonic hydrogels based on gold and silver nanoparticles for biosensing application. *Curr. Opin. Biomed. Eng*. 2022. Vol. 24. P. 100413. https://doi.org/10.1016/j.cobme.2022.100413
5. Mengyuan Wu, Jing Zhou, Haoran Wang et al. Temperature-compensated highly sensitive reflective SPR fiber sensor based on tapered seven-core fiber. *IEEE Sens. J*. 2024. Vol. 24. no. 9. Pp. 14328–14334. https://doi.org/10.1109/JSEN.2024.3380617
6. Wei Liu, Chao Liu, Jianxin Wang et al. Surface plasmon resonance sensor composed of microstructured optical fibers for monitoring of external and internal environments in biological and environmental sensing. *Results Phys*. 2023. Vol. 47. P. 106365. https://doi.org/10.1016/j.rinp.2023.106365
7. Peng Zhang, You-Peng Chen, Wei Wang et al. Surface plasmon resonance for water pollutant detection and water process analysis. *TrAC - Trends Anal. Chem*. 2016. Vol. 85. Part C. Pp. 153–165. https://doi.org/10.1016/j.trac.2016.09.003
8. Tortolini C., Frasconi M., Di Fusco M. et al. Surface plasmon resonance biosensors for environmental analysis: general aspects and applications. *Int. J. Environ. Health*. 2010. Vol. 4. no. 4. Pp. 305–322. https://doi.org/10.1504/IJENVH.2010.037496
9. Zain H.A., Batumalay M., Harith Z. et al. Surface plasmon resonance sensor for food safety. *J. Phys.: Conf. Ser*. 2022. Vol. 2411. P. 012023. https://doi.org/10.1088/1742-6596/2411/1/012023
10. Balbinot S., Srivastav A.M., Vidic J. et al. Plasmonic biosensors for food control. *Trends Food Sci. Technol*. 2021. Vol. 111. Pp. 128–140. https://doi.org/10.1016/j.tifs.2021.02.057
11. Gaudreault J., Forest-Nault C., De Crescenzo G. et al. On the use of surface plasmon resonance-based biosensors for advanced bioprocess monitoring. *Processes*. 2021. Vol. 9. no. 11. P. 1996. https://doi.org/10.3390/pr9111996
12. Yangtao Du, Xiaoping Qu, Guanzhong Wang. Applications of surface plasmon resonance in biomedicine. *Highlights in Science, Engineering and Technology*. 2022. Vol. 3. Pp. 137–143. https://doi.org/10.54097/hset.v3i.702
13. Acharya B., Behera A., Behera S. Optimizing drug discovery: Surface plasmon resonance techniques and their multifaceted applications. *Chem. Phys. Impact*. 2024. Vol. 8. P. 100414. https://doi.org/10.1016/j.chphi.2023.100414
14. Zongda Zhu, Lu Liu, Zhihai Liu et al. Surface-plasmon-resonance-based optical-fiber temperature sensor with high sensitivity and high figure of merit. *Opt. Lett*. 2017. Vol. 42. no. 15. Pp. 2948–2951. https://doi.org/10.1364/OL.42.002948

15. Loiseau A., Asila V., Boitel-Aullen G. et al. Silver-based plasmonic nanoparticles for and their use in biosensing. *Biosensors*. 2019. Vol. 9. no. 2. P. 78. https://doi.org/10.3390/bios9020078
16. Janith G.I., Herath H.S., Hendeniya N. et al. Advances in surface plasmon resonance biosensors for medical diagnostics: An overview of recent developments and techniques. *J. Pharm. Biomed. Anal. Open*. 2023. Vol. 2. P. 100019. https://doi.org/10.1016/j.jpbao.2023.100019
17. Minyu Qi, Diya Lv, Ying Zhang et al. Development of a surface plasmon resonance biosensor for accurate and sensitive quantitation of small molecules in blood samples. *J. Pharm. Anal*. 2022. Vol. 12. no. 6. Pp. 929–936. https://doi.org/10.1016/j.jpha.2022.06.003
18. 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. Vol. 34. no. 8. Pp. 2815–2822. https://doi.org/10.1021/acs.langmuir.7b04071
19. Полеева Е.В., Арымбаева А.Т., Булавченко О.А. и др. Получение серебряных электропроводящих пленок из электрофоретических концентратов, стабилизированных сорбитана моноолеатом и бис(2-этилгексил) сульфосукцинатом натрия в *н*-декане. *Коллоидный журнал*. 2020. Т. 82. № 3. С. 346–353. https://doi.org/10.31857/S0023291220030076
20. Воробьев С.А., Флерко М.Ю., Новикова С.А. и др. Синтез и исследование сверхконцентрированных органозолей наночастиц серебра. *Коллоидный журнал*. 2024. Т. 86. № 2. С. 193–203. https://doi.org/10.31857/S0023291224020047
21. El barghouti M., Houari F., Talbi A. et al. Surface plasmon resonance sensors: Temperature effects. *Opt. Mater*. 2024. Vol. 155. P. 115865. https://doi.org/10.1016/j.optmat.2024.115865
22. Hongxia Zhao, Feng Wang, Zhaojia Han et al. Research advances on fiber-optic SPR sensors with temperature self-compensation. *Sensors*. 2023. Vol. 23. no. 2. P. 644. https://doi.org/10.3390/s23020644
23. Бочаров В.В., Суляева В.С., Колодин А.Н. Оптически активные пленки на основе органозоля серебра, стабилизированного АОТ. *Коллоидный журнал*. 2025. Т. 87. № 3. С. 173–186. https://doi.org/10.31857/S0023291225030015
24. Поповецкий П.С., Булавченко А.И., Арымбаева А.Т. и др. Синтез и электрофоретическое концентрирование Ag–Cu-наночастиц типа ядро–оболочка в микроэмульсии АОТ в *н*-декане. *Журнал физической химии*. 2019. Т. 93. № 8. С. 1237–1242. https://doi.org/10.1134/S0044453719080235
25. Kolodin A.N., Syrokvashin M.M., Korotaev E.V. Gold nanoparticle microemulsion films with tunable surface plasmon resonance signal. *Colloids Surf. A: Physicochem. Eng. Asp*. 2024. Vol. 701. P. 134904. https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2024.134904
26. CasaXPS Software. URL: http://www.casaxps.com (дата обращения: 10.02.2026)
27. ГОСТ 4287. Геометрические характеристики изделий (GPS): Структура поверхности. Профильный метод. Термины, определения и параметры структуры поверхности. Москва: Стандартинформ, 2015.
28. Derjaguin B.V., Muller V.M., Toporov Yu.P. Effect of contact deformations on the adhesion of particles. *J. Colloid Interface Sci*. 1975. Vol. 53. no. 2. Pp. 314–326. https://doi.org/10.1016/0021-9797(75)90018-1
29. Hertz H. On the contact of elastic solids. *J. Reine Angew Math*. 1881. Vol. 92. Pp. 156–171.
30. Kolodin A.N. Hydrophilization and plasmonization of polystyrene substrate with Au nanoparticle organosol. *Surf. Interfaces*. 2022. Vol. 34. P. 102327. https://doi.org/10.1016/j.surfin.2022.102327
31. Богданова Ю.Г., Должикова В.Д. Метод смачивания в физико-химических исследованиях поверхностных свойств твердых тел. *Структура и динамика молекулярных систем*. 2008. Т. 2. № 4-А. С. 124–133.
32. Бабашова С.И., Бочаров В.В., Суляева В.С. и др. 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
33. Шапаренко Н.О., Арымбаева А.Т., Демидова М.Г. и др. Эмульсионный синтез и электрофоретическое концентрирование наночастиц золота в растворе бис(2-этилгексил)сульфосукцината натрия в *н*-декане. *Коллоидный журнал*. 2019. Т. 81. № 4. С. 532–540. https://doi.org/10.1134/S0023291219040153

34. Popovetskiy P.S., Chubar V.S., Sulyaeva V.S. Highly conductive porous coatings based on gold organosols stabilized with the non-ionic biodegradable surfactant Ecosurf SA4. *Colloids Surf. A: Physicochem. Eng. Asp*. 2025. Vol. 726. Part 3. P. 138109.
https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2025.138109

35. NIST X-ray Photoelectron Spectroscopy (XPS) Database, Version 5.0. URL: https://srdata.nist.gov/xps/ (дата обращения: 10.02.2026)

36. XPS, AES, UPS and ESCA Database. URL: http://www.lasurface.com/database/elementxps.php (дата обращения: 10.02.2026)

37. Grzelak A., Jaroń T., Mazej Z. et al. Anomalous chemical shifts in X-ray photoelectron spectra of sulfur-containing compounds of silver (I) and (II). *J. Electron Spectros. Relat. Phenomena*. 2015. Vol. 202. Pp. 38–45.
https://doi.org/10.1016/j.elspec.2015.02.013

38. Ташлыкова-Бушкевич И.И., Столяр И.А. Нанорельеф поверхности тонких пленок сплавов Al–Mn и Al–Ni при ионно-ассистированном осаждении на стекло. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2023. № 3. С. 23–39.
https://doi.org/10.31857/S1028096023030172

39. Wonjae Choi, Tuteja A., Mabry J.M. et al. A modified Cassie–Baxter relationship to explain contact angle hysteresis and anisotropy on nonwetting textured surfaces. *J. Colloid Interface Sci*. 2009. Vol. 339. no. 1. Pp. 208–216.
https://doi.org/10.1016/j.jcis.2009.07.027

40. Boinovich L.B., Emelyanenko A.M., Emelyanenko K.A. et al. 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). *Appl. Surf. Sci*. 2016. Vol. 379. Pp. 111–113.
https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.04.056

41. 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. *J. Phys. Chem. C*. 2010. Vol. 114. no. 32. Pp. 13614–13619.
https://doi.org/10.1021/jp105182y

42. Lining Zhang, Zihang Qiao, Pinqi Feng et al. Bola and extended complex novel surfactants: synthesis and properties of an intrinsically non-foaming high surface active propoxylated bisphenol a phosphate ester salt surfactant. *Tenside Surfactants Deterg*. 2026. Vol. 63. no. 1. Pp. 16–28.
https://doi.org/10.1515/tsd-2025-2683

43. McPeak K.M., Jayanti S.V., Kress S.J.P. et al. Plasmonic films can easily be better: Rules and recipes. *ACS Photonics*. 2015. Vol. 2. no. 3. Pp. 326–333.
https://doi.org/10.1021/ph5004237

44. Egan T., Zhuanghe Ren, Xiaofeng Feng et al. Unraveling the thermal evolution of TiO_2-supported Au@M (M=Ag, Pd, Pt) nanobipyramids: Impacts of shell composition on structural and plasmonic stability. *Nano Res*. 2025. Vol. 18. no. 6. P. 94907511.
https://doi.org/10.26599/NR.2025.94907511

REFERENCES

1. Bartolomé M., Villaseñor M.J., Ríos Á. Surface plasmon resonance optical sensors involving nanomaterials as reliable analytical tools: A critical view about performance and applications. *Anal. Chim. Acta*. 2026;**1382**:344693.
https://doi.org/10.1016/j.aca.2025.344693

2. Daedu Lee, Gyounghyun Song, Yoonsoo Pang. Composite silver nanosurfaces of dipole and quadrupole surface plasmon resonances for fluorescence enhancements. *Bull. Korean Chem. Soc*. 2022;**43**(1):35–39.
https://doi.org/10.1002/bkcs.12428

3. Topor C.-V., Puiu M., Bala C. Strategies for surface design in surface plasmon resonance (SPR) sensing. *Biosensors*. 2023;**13**(4):465.
https://doi.org/10.3390/bios13040465

4. Ziai Y., Rinoldi C., Nakielski P. et al. Smart plasmonic hydrogels based on gold and silver nanoparticles for biosensing application. *Curr. Opin. Biomed. Eng*. 2022;**24**:100413.
https://doi.org/10.1016/j.cobme.2022.100413

5. Mengyuan Wu., Jing Zhou, Haoran Wang et al. Temperature-compensated highly sensitive reflective SPR fiber sensor based on tapered seven-core fiber. *IEEE Sens. J*. 2024;**24**(9):14328–14334.
https://doi.org/10.1109/JSEN.2024.3380617

6. Wei Liu, Chao Liu, Jianxin Wang et al. Surface plasmon resonance sensor composed of microstructured optical fibers for monitoring of external and internal environments in biological and environmental sensing. *Results Phys*. 2023;**47**:106365.
https://doi.org/10.1016/j.rinp.2023.106365
7. Peng Zhang, You-Peng Chen, Wei Wang et al. Surface plasmon resonance for water pollutant detection and water process analysis. *TrAC – Trends Anal. Chem*. 2016;**85**(Part C):153–165.
https://doi.org/10.1016/j.trac.2016.09.003
8. Tortolini C., Frasconi M., Di Fusco M. et al. Surface plasmon resonance biosensors for environmental analysis: general aspects and applications. *Int. J. Environ. Health*. 2010;**4**(4):305–322.
https://doi.org/10.1504/IJENVH.2010.037496
9. Zain H.A., Batumalay M., Harith Z. et al. Surface plasmon resonance sensor for food safety. *J. Phys.: Conf. Ser*. 2022;**2411**: 012023.
https://doi.org/10.1088/1742-6596/2411/1/012023
10. Balbinot S., Srivastav A.M., Vidic J. et al. Plasmonic biosensors for food control. *Trends Food Sci. Technol*. 2021;**111**:128–140.
https://doi.org/10.1016/j.tifs.2021.02.057
11. Gaudreault J., Forest-Nault C., De Crescenzo G. et al. On the use of surface plasmon resonance-based biosensors for advanced bioprocess monitoring. *Processes*. 2021;**9**(11):1996.
https://doi.org/10.3390/pr9111996
12. Yangtao Du, Xiaoping Qu, Guanzhong Wang. Applications of surface plasmon resonance in biomedicine. *Highlights in Science, Engineering and Technology*. 2022;**3**:137–143.
https://doi.org/10.54097/hset.v3i.702
13. Acharya B., Behera A., Behera S. Optimizing drug discovery: Surface plasmon resonance techniques and their multifaceted applications. *Chem. Phys. Impact*. 2024;**8**:100414.
https://doi.org/10.1016/j.chphi.2023.100414
14. Zongda Zhu, Lu Liu, Zhihai Liu et al. Surface-plasmon-resonance-based optical-fiber temperature sensor with high sensitivity and high figure of merit. *Opt. Lett*. 2017;**42**(15):2948–2951.
https://doi.org/10.1364/OL.42.002948
15. Loiseau A., Asila V., Boitel-Aullen G. et al. Silver-based plasmonic nanoparticles for and their use in biosensing. *Biosensors*. 2019;**9**(2):78.
https://doi.org/10.3390/bios9020078
16. Janith G.I., Herath H.S., Hendeniya N. et al. Advances in surface plasmon resonance biosensors for medical diagnostics: An overview of recent developments and techniques. *J. Pharm. Biomed. Anal. Open*. 2023;**2**:100019.
https://doi.org/10.1016/j.jpbao.2023.100019
17. Minyu Qi, Diya Lv, Ying Zhang et al. Development of a surface plasmon resonance biosensor for accurate and sensitive quantitation of small molecules in blood samples. *J. Pharm. Anal*. 2022;**12**(6):929–936.
https://doi.org/10.1016/j.jpha.2022.06.003
18. 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;**34**(8):2815–2822.
https://doi.org/10.1021/acs.langmuir.7b04071
19. Poleeva E.V., Arymbaeva A.T., Bulavchenko O.A. et al. Preparation of conductive silver films from electrophoretic concentrates stabilized with sorbitan monooleate and sodium bis(2-ethylhexyl)sulfosuccinate in *n*-decane. *Colloid J*. 2020;**82**(3):295–302.
https://doi.org/10.1134/S1061933X20030072
20. Vorobyev S.A., Flerko M.Y., Novikova S.A. et al. Synthesis and study of superhigh-concentrated organosols of silver nanoparticles. *Colloid J*. 2024;**86**(2):208–217.
https://doi.org/10.1134/S1061933X23601294
21. El barghouti M., Houari F., Talbi A. et al. Surface plasmon resonance sensors: Temperature effects. *Opt. Mater*. 2024;**155**:115865.
https://doi.org/10.1016/j.optmat.2024.115865
22. Hongxia Zhao, Feng Wang, Zhaojia Han et al. Research advances on fiber-optic SPR sensors with temperature self-compensation. *Sensors*. 2023;**23**(2):644.
https://doi.org/10.3390/s23020644
23. Bocharov V.V., Sulyaeva V.S., Kolodin A.N. Optically active films based on AOT-stabilized silver organosol. *Colloid J*. 2025:**87**(3):327–339.
https://doi.org/10.1134/S1061933X25600149

24. Popovetskiy P.S., Bulavchenko A.I., Arymbaeva A.T. et al. Synthesis and electrophoretic concentration of Ag–Cu nanoparticles of the core–shell type in an AOT microemulsion in *n*-decane. *Russ. J. Phys. Chem.* 2019;**93**(8):1572–1576. https://doi.org/10.1134/S0036024419080235
25. Kolodin A.N., Syrokvashin M.M., Korotaev E.V. Gold nanoparticle microemulsion films with tunable surface plasmon resonance signal. *Colloids Surf. A: Physicochem. Eng. Asp.* 2024;**701**:134904. https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2024.134904
26. CasaXPS Software. URL: http://www.casaxps.com (Accessed: 10.02.2026)
27. GOST 4287. Geometricheskie kharakteristiki izdelii (GPS): Struktura poverkhnosti. Profilnyi metod. Terminy, opredeleniia i parametry struktury poverkhnosti. [Geometric characteristics of products (GPS): Surface structure. Profile method. Terms, definitions, and parameters of surface structure]. Moskva: Standartinform, 2015.
28. Derjaguin B.V., Muller V.M., Toporov Yu.P. Effect of contact deformations on the adhesion of particles. *J. Colloid Interface Sci.* 1975;**53**(2):314–326. https://doi.org/10.1016/0021-9797(75)90018-1
29. Hertz H. On the contact of elastic solids. *J. Reine Angew Math.* 1881;**92**:156–171.
30. Kolodin A.N. Hydrophilization and plasmonization of polystyrene substrate with Au nanoparticle organosol. *Surf. Interfaces.* 2022;**34**:102327. https://doi.org/10.1016/j.surfin.2022.102327
31. Bogdanova Iu.G., Dolzhikova V.D. Metod smachivaniia v fiziko-khimicheskikh issledovaniiakh poverkhnostnykh svoistv tverdykh tel [The method of wetting in physical and chemical studies of the surface properties of solids]. *Struktura i dinamika molekuliarnykh sistem.* 2008;**2**(4-A):124–133. (In Russ.)
32. Babashova S.I., Bocharov V.V. Sulyaeva V.S. et al. Temperature-regulated wettability of conductive films based on electrophoretic silver nanoparticle concentrates. *Colloid J.* 2025;**87**(2):173–183. https://doi.org/10.1134/S1061933X24601409
33. Shaparenko N.O., Arymbaeva A.T., Demidova M.G. et al. Emulsion synthesis and electrophoretic concentration of gold nanoparticles in sodium bis(2-ethylhexyl) sulfosuccinate solution in *n*-decane. *Colloid J.* 2019;**81**(4):478–486. https://doi.org/10.1134/S1061933X1904015X
34. Popovetskiy P.S., Chubar V.S., Sulyaeva V.S. Highly conductive porous coatings based on gold organosols stabilized with the non-ionic biodegradable surfactant Ecosurf SA4. *Colloids Surf. A: Physicochem. Eng. Asp.* 2025;**726**(Part 3):138109. https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2025.138109
35. NIST X-ray Photoelectron Spectroscopy (XPS) Database, Version 5.0. URL: https://srdata.nist.gov/xps/ (Accessed: 10.02.2026)
36. XPS, AES, UPS and ESCA Database. URL: http://www.lasurface.com/database/elementxps.php (Accessed: 10.02.2026)
37. Grzelak A., Jaroń T., Mazej Z. et al. Anomalous chemical shifts in X-ray photoelectron spectra of sulfur-containing compounds of silver (I) and (II). *J. Electron Spectros. Relat. Phenomena.* 2015;**202**:38–45. https://doi.org/10.1016/j.elspec.2015.02.013
38. Tashlykova-Bushkevich I.I., Stolyar I.A. Surface nanorelief of thin films of Al–Mn and Al–Ni alloys in the case of ion-assisted deposition on glass. *J. Surf. Investig.* 2023;**17**(2):338–351. https://doi.org/10.1134/S1027451023020179
39. Wonjae Choi, Tuteja A., Mabry J.M. et al. A modified Cassie–Baxter relationship to explain contact angle hysteresis and anisotropy on nonwetting textured surfaces. *J. Colloid Interface Sci.* 2009;**339**(1):208–216. https://doi.org/10.1016/j.jcis.2009.07.027
40. Boinovich L.B., Emelyanenko A.M., Emelyanenko K.A. et al. 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). *Appl. Surf. Sci.* 2016;**379**:111–113. https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.04.056
41. 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. *J. Phys. Chem. C.* 2010;**114**(32):13614–13619. https://doi.org/10.1021/jp105182y
42. Lining Zhang, Zihang Qiao, Pinqi Feng et al. Bola and extended complex novel surfactants: synthesis and properties of an intrinsically non-foaming high surface active propoxylated bisphenol a phosphate ester salt surfactant. *Tenside Surfactants Deterg.* 2026;**63**(1):16–28. https://doi.org/10.1515/tsd-2025-2683

43. McPeak K.M., Jayanti S.V., Kress S.J.P. et al. Plasmonic films can easily be better: Rules and recipes. *ACS Photonics*. 2015;**2**(3):326–333.
https://doi.org/10.1021/ph5004237

44. Egan T., Zhuanghe Ren, Xiaofeng Feng et al. Unraveling the thermal evolution of TiO_2-supported Au@M (M=Ag, Pd, Pt) nanobipyramids: Impacts of shell composition on structural and plasmonic stability. *Nano Res*. 2025;**18**(6):94907511.
https://doi.org/10.26599/NR.2025.94907511

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Колодин Алексей Никитич — канд. хим. наук; ст. науч. сотр., Институт неорганической химии имени А.В. Николаева Сибирского отделения Российской академии наук, Новосибирск, Российская Федерация
E-mail: kolodin@niic.nsc.ru
https://orcid.org/0000-0002-7296-5624

Бочаров Вадим Валерьевич — мл. науч. сотр., Институт неорганической химии имени А.В. Николаева Сибирского отделения Российской академии наук, Институт катализа им. Г.К. Борескова Сибирского отделения Российской академии наук, Новосибирск, Российская Федерация
E-mail: v.bocharov@g.nsu.ru

Сыроквашин Михаил Михайлович — канд. физ.-мат. наук; науч. сотр., Институт неорганической химии имени А.В. Николаева Сибирского отделения Российской академии наук, Сибирский государственный университет путей сообщения, Новосибирск, Российская Федерация
E-mail: syrokvashin@niic.nsc.ru
https://orcid.org/0000-0001-5808-0232

Суляева Вероника Сергеевна — науч. сотр., Институт неорганической химии им. А.В. Николаева Сибирского отделения Российской академии наук, Новосибирск, Российская Федерация
E-mail: veronica@niic.nsc.ru
https://orcid.org/0000-0001-6940-057X

ABOUT THE AUTHORS

Kolodin, Aleksey N. — Cand. Sc. (Chemistry); Senior Research Officer, A.V. Nikolaev Institute of Inorganic Chemistry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, Russian Federation
E-mail: kolodin@niic.nsc.ru
https://orcid.org/0000-0002-7296-5624

Bocharov, Vadim V. — Research Assistant, A.V. Nikolaev Institute of Inorganic Chemistry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences; Boreskov Institute of Catalysis, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, Russian Federation
E-mail: v.bocharov@g.nsu.ru

Syrokvashin, Mikhail M. — Cand. Sc. (Physics and Mathematics); Research Officer, A.V. Nikolaev Institute of Inorganic Chemistry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Siberian Transport University, Novosibirsk, Russian Federation
E-mail: syrokvashin@niic.nsc.ru
https://orcid.org/0000-0001-5808-0232

Sulyaeva, Veronica S. — Research Officer, A.V. Nikolaev Institute of Inorganic Chemistry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, Russian Federation
E-mail: veronica@niic.nsc.ru
https://orcid.org/0000-0001-6940-057X

Поступила в редакцию 19.02.2026
После доработки 24.04.2026
Принята к публикации 26.04.2026

Received February 19, 2026
Revised April 24, 2026
Accepted April 26, 2026