

24. O'Connor R.T., Du Pre E.C., Mitcham D. // Text. Res. J. 1958. Vol. 28. P. 382.
 25. Jewell R.A., Komen J.L., Su Bing et al. // US Patent. 2003. № 6, 524, 348.
 26. Шатаева Л.К., Кузнецова Н.Н., Елькин Г.Э. Карбоксильные катиониты в биологии. Л., 1979.

Поступила в редакцию 06.02.2004.

Дмитрий Станиславович Зимницкий – аспирант кафедры аналитической химии. Научный руководитель – Т.Л. Юркштович.

Татьяна Лукинична Юркштович – кандидат химических наук, ведущий научный сотрудник, заведующая лабораторией лекарственных средств на основе модифицированных полисахаридов НИИФХП БГУ.

Павел Михайлович Бычковский – кандидат химических наук, старший научный сотрудник лаборатории лекарственных средств на основе модифицированных полисахаридов НИИФХП БГУ.

УДК 539.5162+546.325(289)+546.57

С.В. СЕРЕЖКИНА, Г.П. ШЕВЧЕНКО, С.К. РАХМАНОВ

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ СЕРЕБРА В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПЛЕНКАХ $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$

The processes going on in $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ film systems on air-heating resulting in silver nanoparticles formation were investigated. These nanoparticles were stable to oxidation up to 800 °C. The method of initial $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ sol synthesis was shown to cause the mechanism of silver nanoparticles formation and their optical properties.

Большое внимание, которое уделяется исследованию нанокомпозитов, содержащих ультрадисперсные частицы благородных металлов, объясняется уникальными оптическими, фотофизическими, каталитическими свойствами этих частиц. Оксидные стекла, допированные наночастицами серебра, могут использоваться как элементы оптических волокон, фотонных устройств различного назначения, гетерогенных катализаторов [1–3]. Большой интерес вызывают пленочные системы оксид – серебро как перспективные компоненты электропроводящих металлполимерных систем, нелинейных оптических материалов, люминесцирующих пленок [4–6].

Ранее нами установлена возможность термостимулируемого образования в воздушной атмосфере при температурах выше 600 °C наночастиц серебра в тонкопленочных системах $\text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ и $\text{SiO}_2 - \text{Ag}^+$, формируемых золь-гель методом [7, 8]. Было проведено исследование влияния температуры прогрева на протекающие при этом процессы и установлено, что причиной образования наночастиц серебра при прогреве на воздухе является формирование в интервале температур 350–500 °C фазы германата (силиката) серебра и его последующее (при 600–800 °C) терморазложение. При этом наблюдается формирование кристаллических оксидных фаз (тетрагонального GeO_2 в случае системы $\text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ и кристобалита в случае системы $\text{SiO}_2 - \text{Ag}^+$), не характерных для GeO_2 и SiO_2 в отсутствие ионов серебра.

Цель данной работы состояла в изучении процессов, протекающих в золь-гельных системах $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ при термообработке на воздухе, в зависимости от условий получения золя $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$, соотношения Si:Ge в золе, температуры прогрева. Известно, что система $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ является основным компонентом оптических волокон, а в последние годы – и перспективной матрицей для включения люминесцирующих ионов или металлических наночастиц [9–13].

Материал и методика

Золи $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ формировали двумя способами: совместным гидролизом тетраэтоксисилана (ТЭОС) и GeCl_4 и смешиванием зольей SiO_2 и GeO_2 , при этом в каждом случае получали золи, молярное соотношение $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2$ в которых составляло 90:10 и 50:50 (в мольн. %). Совместный гидролиз



ТЭОС и GeCl_4 проводили в водно-спиртовых растворах состава: $C(\text{ТЭОС})=0,4 \text{ М}$, $C(\text{H}_2\text{O})=4,0 \text{ М}$, $C(\text{GeCl}_4)=0,04 \text{ М}$ или $0,4 \text{ М}$ в зависимости от соотношения $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2$ в конечном золе. Реакцию осуществляли следующим образом: раствор ТЭОС в этиловом спирте смешивали с GeCl_4 , при интенсивном перемешивании добавляли заданное количество воды, затем для достижения полноты осаждения pH раствора доводили до 7,0 аммиаком. Образующийся гелеобразный осадок промывали и пептизировали при ультразвуковой обработке аммиаком. У полученных таким образом зольей pH=9,0, а содержание дисперсной фазы составляло 2 %. Мольное соотношение $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2$ в дисперсной фазе, рассчитанное по данным атомно-эмиссионного анализа образцов на спектрометре PLASMA-100, соответствовало расчетному. Для формирования композитных зольей, содержащих ионы серебра, в золи $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ вводили 0,5 М раствор AgNO_3 в атомном соотношении $\text{Ag}/(\text{Ge}+\text{Si})=0,14$ и перемешивали в течение 10 мин для равномерного распределения ионов серебра.

При формировании зольей $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ смешиванием индивидуальных оксидных зольей использовали золь SiO_2 с концентрацией 2,7 % и pH=9,5 и золь GeO_2 с концентрацией 5 % и pH=9,0. Золь SiO_2 получали ионообменным способом из силиката натрия с применением ионообменной смолы УК-2 (до pH=3,7), затем pH золя доводили до 9,5 аммиаком, в случае золя GeO_2 , согласно методике [14], реактивный GeO_2 переосаждали в водном растворе аммиака. Индивидуальные золи смешивали таким образом, чтобы мольное соотношение $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2$ в конечном золе $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ составляло 90:10 и 50:50. Поскольку при добавлении водного раствора AgNO_3 наблюдалось гелирование зольей, ионы серебра в соотношении $\text{Ag}/(\text{Ge}+\text{Si})=0,14$ вводили в них в виде аммиачного комплекса.

Пленки $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ формировали центрифужным методом путем послойного нанесения композитных зольей на вращающиеся очищенные кварцевые подложки и последующей сушки каждого слоя на воздухе при 150 °С в течение 10 мин (в работе использовали 4-слойные пленки). Затем пленки подвергали термической обработке на воздухе в кумулятивном режиме при температурах 350 °С, 500, 600 и 800 °С в течение 1 ч. Оптические спектры поглощения записывали на приборе SPECORD M40-UV-VIS в диапазоне длин волн 250–800 нм. Для идентификации продуктов, формируемых в системе $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ в процессе термообработки на воздухе, использовали рентгенофазовый анализ порошков, выделенных из исходных зольей, которые высушивали и прогревали на воздухе в тех же условиях, что и пленки. Рентгенофазовый анализ образцов проводили на приборе ДРОН-3,0 с использованием $\text{CoK}\alpha$ -излучения. ИК-спектры образцов снимали на Фурье-спектрометре «Spectrum-1000» в области 400–4000 см^{-1} .

Результаты и их обсуждение

Система с соотношением $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=90:10$

В оптических спектрах исходных пленок слабой коричневой окраски, сформированных из совместно осажденного золя, отмечается небольшое поглощение в области 400 нм (рис. 1 а). После термообработки при 350 °С в спектрах пленок появляется полоса поглощения с максимумом 410 нм, характерная для плазмонного резонанса наночастиц серебра. В случае дальнейшего прогрева интенсивность этой полосы меняется немонотонно: при 500 °С уменьшается, затем при 600 °С возрастает и после прогрева при 800 °С вновь уменьшается, полоса поглощения становится широкой и асимметричной и характеризуется протяженным длинноволновым спадом поглощения. Положение максимума с увеличением температуры постепенно смещается в длинноволновую область (от 400 до 440 нм – для пленок, прогретых при 500 и 800 °С соответственно), что может свидетельствовать о протекающей при нагревании агрегации частиц серебра. Окраска пленок

на протяжении всего периода прогрева, начиная с 350 °С, светло-желтая, и в дальнейшем она практически не меняется.

Иная картина наблюдается для пленок, сформированных на основе смешанных золей $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$: в спектрах пленок, прогретых при 150–350 °С, зафиксировано поглощение в области 405 нм, которое в случае дальнейшего прогрева при 500 °С исчезает (рис. 1 в), а пленка, первоначально имевшая коричневую окраску, обесцвечивается. После термообработки при 600 °С пленка окрашивается в лимонно-желтый цвет, что свидетельствует о формировании наночастиц серебра, и в соответствии с этим в ее оптическом спектре вновь возникает полоса поглощения с максимумом при 415 нм. Интенсивность этой полосы поглощения после прогрева при 800 °С значительно возрастает, ее максимум сдвигается в коротковолновую область до 410 нм, полоса поглощения симметричная.

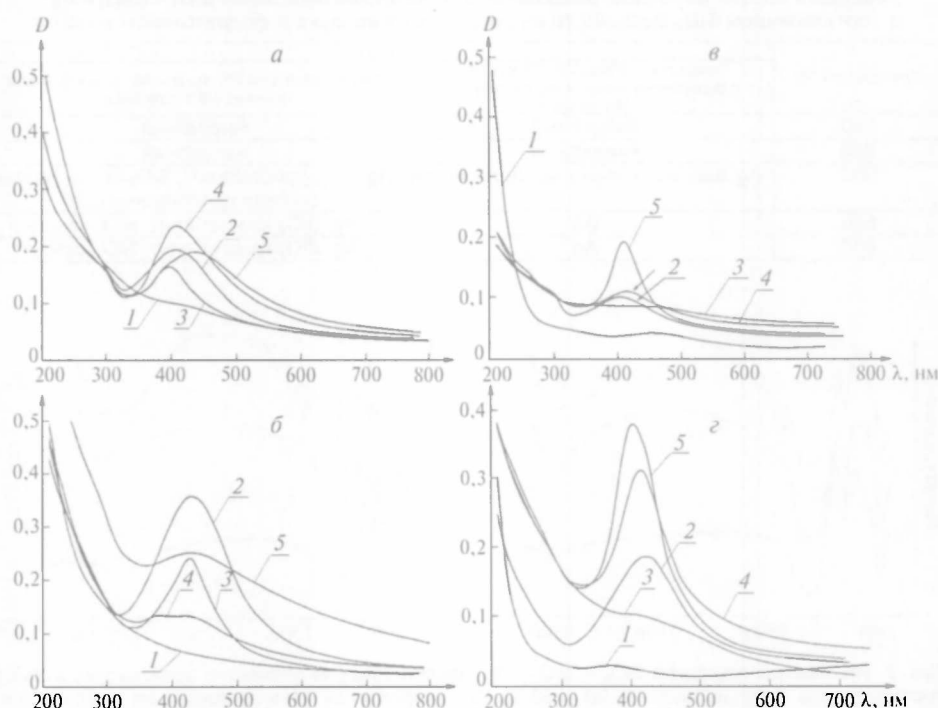


Рис. 1. Оптические спектры поглощения пленок $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$, сформированных на основе совместно осажденных (а, б) и смешанных (в, г) золей $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ с соотношением $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=90:10$ (а, в) и $50:50$ (б, г) и прогретых при температурах, °С: 1–150, 2–350, 3–500, 4–600, 5–800

По данным рентгенографического исследования (табл. 1), порошки, выделенные из совместно осажденного композитного золя и прогретые при 150–350 °С, рентгеноаморфны. После прогрева при 500–800 °С в образцах фиксируется только фаза серебра, степень кристалличности которого возрастает с увеличением температуры прогрева. Отметим, что вплоть до 800 °С в системе не происходит кристаллизации оксидов, что характерно также для систем состава $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=90:10$, не содержащих ионов серебра, тогда как в порошке индивидуального GeO_2 кристаллизация диоксида германия с образованием гексагональной модификации наблюдается при 350 °С. Как известно [15], замедление кристаллизации оксидов в совместно осажденных системах может свидетельствовать о гомогенном соосаждении с формированием связей $\text{Si}-\text{O}-\text{Ge}$. Было проведено ИК-спектроскопическое исследование порошков, выделенных из золей $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ состава $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=90:10$ и прогретых при 150, 350 и 500 °С. В ИК-спектре об-

разца, прогретого при 150 °С (рис. 2 а), наблюдаются линии, характерные для колебаний связей в диоксиде кремния (464, 796 и 1103 см⁻¹), ионах аммония (1384 и 3300 см⁻¹) и молекулах воды (1633 и 3454 см⁻¹). Кроме того, в спектре присутствует малоинтенсивная полоса поглощения при 670 см⁻¹, которая соответствует колебаниям связей Si–O–Ge [16–18]. Линий, отвечающих колебаниям связей Ge–O–Ge, в ИК-спектре этого образца не наблюдается, что может свидетельствовать об отсутствии фазы диоксида германия в совместно осажденном образце. После прогрева при 350 и 500 °С в ИК-спектрах образцов исчезают линии, характерные для иона аммония, и уменьшается интенсивность полос поглощения адсорбированной воды. Положение полос поглощения связей Si–O–Si и Si–O–Ge не меняется, лишь увеличивается их интенсивность.

Таблица 1

Фазовый состав образцов, выделенных из композитных золь-гель систем SiO₂–GeO₂–Ag⁺ с соотношением SiO₂:GeO₂=90:10 и прогретых на воздухе в кумулятивном режиме

Температура, °С	Фазовый состав	
	Совместное осаждение ТЭОС и GeCl ₄ с выделением осадка и его последующей пептизацией	Смешивание золь SiO ₂ на основе силиката натрия и аммиачного золь GeO ₂
150	Аморфный	Аморфный
350	Аморфный	Аморфный
500	Ag малой степени кристалличности	Ag, SiO ₂ -кristобалит, SiO ₂ -кварц малой степени кристалличности
600	Ag	Ag, SiO ₂ -кristобалит, SiO ₂ -кварц
800	Ag	Ag, SiO ₂ -кristобалит, SiO ₂ -кварц

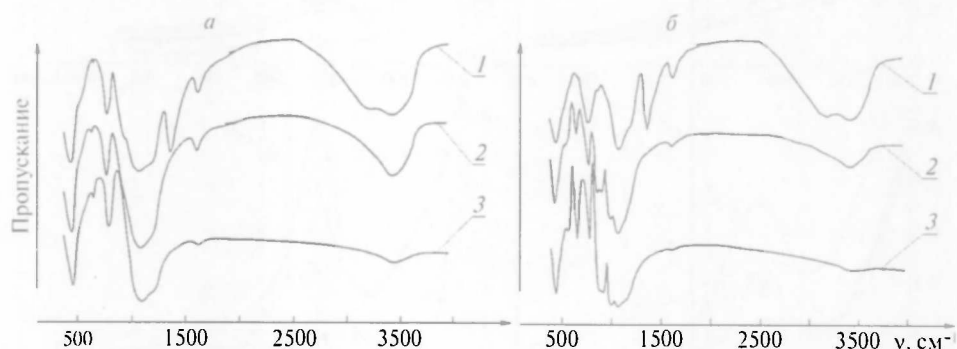


Рис. 2. ИК-спектры порошков SiO₂–GeO₂–Ag⁺, выделенных из совместно осажденных золь-гель систем SiO₂:GeO₂=90:10 (а) и 50:50 (б), непрогретых (1) и прогретых на воздухе при температурах 350 °С (2) и 500 °С (3)

Тот факт, что в данном образце на стадии получения золь происходит гомогенное соосаждение диоксидов кремния и германия, предопределяет характер взаимодействия ионов серебра с матрицей. По-видимому, образование наночастиц серебра в этой системе обусловлено не формированием фазы силиката или германата серебра, а разложением при температуре выше 150 °С его аммиачного комплекса, формирующегося в композитном золе. В пленках эти частицы серебра, по-видимому, располагаются между частицами оксида и вследствие капсулирующего действия матрицы не окисляются при нагревании, происходит лишь их агрегация и диффузия в глубь пленки, что и приводит к описанным изменениям.

В порошках, выделенных из смешанных композитных золь-гель систем и прогретых при 500–800 °С, присутствуют фазы серебра, SiO₂-кristобалита и SiO₂-кварца. Образование кристаллических фаз диоксида кремния мы наблюдали ранее в образцах SiO₂–Ag, прогретых при данных температурах, и связывали их появление с разложением предварительно формирующейся фазы силиката серебра. Поскольку рентгенографически эту фазу зафиксировать не удалось, вывод был сделан на основании совокупности данных оптической спектроскопии.

скопии, ИК-спектроскопии, электронной микроскопии. Отметим, что для пленок $\text{SiO}_2 - \text{Ag}^+$, как и для пленок рассматриваемой системы $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$, были установлены аналогичные изменения оптических спектров (появление окраски и оптического поглощения при 150–350 °С, затем обесцвечивание при 500 °С и вновь окрашивание с появлением плазмонного поглощения серебра при 600 °С). Исходя из этого, можно предположить, что в системе, которая была получена на основе смешанного золя $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$, при температуре 500 °С протекает взаимодействие серебра и диоксида кремния с образованием силиката серебра, разложение которого приводит к формированию наночастиц серебра и кристаллических фаз диоксида кремния. Фаза GeO_2 рентгенографически не идентифицируется в пленках этого состава из-за малого его количества.

Система с соотношением $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=50:50$

В оптических спектрах исходных пленок, сформированных из совместно осажденного золя $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$, поглощение практически отсутствует (рис. 1 б). После прогрева при 350 °С они приобретают коричневую окраску, а в их оптическом спектре появляется полоса поглощения с максимумом 435 нм, характерная для наночастиц серебра. Дальнейший прогрев (500 °С) ведет к уменьшению интенсивности этой полосы, окраска пленок меняется на светло-желтую. После прогрева при 600 °С спектр пленки имеет двухпиковую структуру с максимумами 390 и 440 нм, а при 800 °С – снова однопиковую с максимумом 435 нм; полоса поглощения асимметричная и характеризуется длинноволновым спадом поглощения. Визуально окраска пленок при прогреве практически не меняется. В оптическом спектре исходной пленки $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$, сформированной из смешанного золя, поглощение также отсутствует (рис. 1 г). После термообработки при 350 °С происходит образование наночастиц серебра, о чем свидетельствует появление в спектре полосы поглощения с максимумом 430 нм. Пленки, прогретые при 500 °С, слабо окрашены, полоса поглощения малоинтенсивна. Лимонно-желтая окраска наблюдается после прогрева пленок при 600 °С, в соответствии с этим в их оптических спектрах присутствует полоса поглощения с максимумом 425 нм, которая в случае увеличения температуры прогрева до 800 °С становится более интенсивной и сдвигается в коротковолновую область до 415 нм.

Таблица 2

Фазовый состав образцов, выделенных из композитных золь $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ с соотношением $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=50:50$ и прогретых на воздухе в кумулятивном режиме

Температура, °С	Фазовый состав	
	Совместное осаждение ТЭОС и GeCl_4 с выделением осадка и его последующей пептизацией	Смешивание золя SiO_2 на основе силиката натрия и аммиачного золя GeO_2
150	Аморфный	Аморфный
350	Аморфный	Аморфный
500	Твердый раствор $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ со структурой α -кварца малой степени кристалличности	$\text{Ag}_2\text{Ge}_4\text{O}_9$, Ag, твердый раствор $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ со структурой α -кварца
600	Ag, твердый раствор $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ со структурой α -кварца	$\text{Ag}_2\text{Ge}_4\text{O}_9$, Ag, твердый раствор $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ со структурой α -кварца
800	Ag, твердый раствор $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ со структурой α -кварца	Ag, твердый раствор $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ со структурой α -кварца

По данным РФ-исследования (табл. 2), все образцы до температуры 500 °С рентгеноаморфны. В образцах, полученных на основе совместно осажденного золя, в интервале температур 500–800 °С фиксируется фаза твердого раствора $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ со структурой α -кварца, а при температурах 600–800 °С – также фаза серебра. В образцах, выделенных из смешанного золя и прогретых при 500–600 °С, присутствуют фазы германата серебра,

твёрдого раствора $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ со структурой α -кварца и серебра. После прогрева при 800°C в образце фиксируются только фазы твёрдого раствора $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ и серебра, тогда как германат серебра не обнаруживается, что свидетельствует о его разложении.

Различие в оптических спектрах плёнок, сформированных на основе совместно осажденных и смешанных зольей, а также данные РГ-исследований указывают на различный механизм процессов формирования в них частиц серебра. Можно предположить, что в образцах на основе совместно осажденного золя с соотношением $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=50:50$ формирование частиц серебра происходит вследствие разложения его аммиачного комплекса, как и в аналогичном образце с соотношением $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=90:10$. В образцах, полученных на основе смешанного золя с соотношением $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=50:50$, формирование частиц серебра до 500°C происходит вследствие разложения его аммиачного комплекса, тогда как при более высоких температурах ($700\text{--}800^\circ\text{C}$) дополнительный механизм их образования заключается в разложении германата и силиката серебра, которые формируются в данной системе в интервале температур $500\text{--}600^\circ\text{C}$. Причиной наблюдаемого различия в механизме образования серебра, возможно, является формирование в совместно осажденных системах связей Si-O-Ge , подтвержденное данными ИК-спектроскопии (рис. 2 б). В ИК-спектре образца состава $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=50:50$, прогретого при 150°C , присутствуют линии, характерные для колебаний связей индивидуальных оксидов кремния и германия. После прогрева при 350°C в образце появляются дополнительные полосы поглощения 670 , 925 и 1008 см^{-1} , которые отвечают колебаниям связей Si-O-Ge [16–18]. Характерной особенностью спектра, также свидетельствующей о формировании этих связей, является смещение основной полосы поглощения диоксида кремния в сторону низких частот (до 1075 см^{-1}), что объясняется увеличением массы осцилляторов при замене одного из атомов кремния в группе Si-O-Si на германий. После прогрева при 500°C интенсивность линий 670 , 925 и 1002 см^{-1} возрастает и наблюдается дальнейший сдвиг в сторону низких частот (до 1069 см^{-1}) основной полосы поглощения диоксида кремния, что свидетельствует о преобладании в образце связей Si-O-Ge .

Интересен факт, что независимо от способа получения золя с соотношением $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2=50:50$ в образцах $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ при температурах $500\text{--}800^\circ\text{C}$ кристаллизуется твёрдый раствор $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ со структурой α -кварца. В отсутствие ионов серебра образования твёрдых растворов в этой системе не наблюдается: исходные образцы, выделенные из золя указанного выше состава, рентгеноаморфны, а в прогретых выше 500°C фиксируется только фаза гексагонального GeO_2 . Этот факт свидетельствует о влиянии формирующихся наночастиц серебра на структуру оксидной матрицы и характер кристаллизационных процессов, протекающих в ней при нагревании. Механизм этого влияния, обсуждаемый в литературе [19], связывают со способностью ионов серебра координировать вокруг себя ионы кремния, германия и кислорода, что способствует образованию упорядоченной структуры оксидов.

Таким образом, в образцах $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ независимо от способа получения исходного золя $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$ и соотношения $\text{SiO}_2:\text{GeO}_2$ при прогреве на воздухе происходит формирование наночастиц серебра, стабильных к окислению вплоть до температуры 800°C . В плёнках, сформированных из зольей, полученных совместным гидролизом ТЭОС и GeCl_4 , наночастицы серебра образуются в результате разложения аммиачного комплекса серебра и характеризуются поглощением в области плазмонного резонанса серебра с максимумом $435\text{--}440\text{ нм}$. Взаимодействия частиц серебра с матрицей с образованием фаз силиката (германата) серебра в этих системах

затруднено, по-видимому, вследствие того, что при получении исходного золя происходит гомогенное соосаждение диоксидов кремния и германия с образованием связей Si–O–Ge.

В пленках из зольей, полученных смешиванием индивидуальных зольей SiO_2 и GeO_2 , формирование частиц серебра до 500 °C происходит вследствие разложения его аммиачного комплекса, тогда как при более высоких температурах (700–800 °C) дополнительный механизм их образования заключается в разложении германата и силиката серебра, формирующихся в данной системе в интервале температур 500–600 °C. В образцах с соотношением $\text{SiO}_2\text{:GeO}_2=90\text{:}10$, по-видимому, образуется силикат серебра, а в образцах с соотношением компонентов 50:50 – дополнительно и германат серебра. Наночастицы серебра, формирующиеся в указанных системах, характеризуются поглощением с максимумом 410–415 нм. Разложение силиката серебра в пленках с соотношением $\text{SiO}_2\text{:GeO}_2=90\text{:}10$ приводит к появлению фаз SiO_2 -кристаллита и SiO_2 -кварца, что не наблюдается при прогреве в аналогичных условиях индивидуального SiO_2 . В системах $\text{SiO}_2 - \text{GeO}_2 - \text{Ag}^+$ с соотношением $\text{SiO}_2\text{:GeO}_2=50\text{:}50$ независимо от способа получения при температурах выше 500 °C происходит формирование твердых растворов, что не характерно для образцов без серебра и свидетельствует о влиянии наночастиц серебра на структуру оксидной матрицы и характер кристаллизационных процессов, протекающих в ней при нагревании.

1. Roy B., Chakravorty D. // J. Phys.: Condens. Matter. 1990. Vol. 2. P. 9323.
2. Weiping C., Lide Z. // Ibid. 1996. Vol. 8. P. L591.
3. Dai W.-L., Li J.-L., Cao Y. et al. // Catalysis Letters. 2000. Vol. 64. P. 37.
4. Pan A.L., Zheng H.G., Yang Z.P. et al. // J. Phys.: Condens. Matter. 2003. Vol. 15. P. 9.
5. Hayakawa T., Tamil Selvan S., Nogami M. // J. Non-Cryst. Solids. 1999. Vol. 259. P. 16.
6. Long B., Lide Z., Xiaoping W. // Solid State Commun. 1997. Vol. 104. № 9. P. 553.
7. Serezhkina S. V., Shevchenko G. P., Rakhmanov S. K. // Physics, Chemistry and Applications of Nanostructures: Proc. Conf. «NANOMEETING-2003», Minsk, 20–23 may 2003. Minsk, 2003. P. 385.
8. Сережкина С.В., Потапенко Л.Т., Бокшиц Ю.В. и др. // Физика и химия стекла. 2003. Т. 29. № 5. С. 673.
9. Гордова М.Р., Кондратьев Ю.Н., Куркин В.П. и др. // Итоги науки и техники. Т. 2. Технология силикатных и тугоплавких неметаллических материалов. 1989.
10. Brusatin G., Guglielmi M., Innocenzi P. et al. // J. Electroceramics. 2000. Vol. 4. P. 151.
11. Kawamura K., Hosono H., Kawazoe H. // J. Appl. Phys. 1996. Vol. 80. № 3. P. 1357.
12. Duverger C., Turrell S., Bouazaoui M. et al. // Philos. Mag. B. 1998. Vol. 77. № 2. P. 363.
13. Benatsou M., Bouazaoui M. // Opt. Comm. 1997. Vol. 137. P. 143.
14. Шевченко Г.П., Сережкина С.В., Потапенко Л.Т., Свиридов В.В. // Весті НАН Беларусі. Сер. хім. навук. 2001. № 1. С. 28.
15. Сережкина С.В., Шевченко Г.П., Муравицкая Е.В., Свиридов В.В. // Там же. 2002. № 4. С. 50.
16. Шалумов Б.З., Жукова Л.А., Рябенко Е.А. и др. // Неорган. материалы. 1986. Т. 22. № 6. С. 966.
17. Колесова В.А., Калинина А.М. // Физика и химия стекла. 1975. Т. 1. Вып. 1. С. 70.
18. Lipinska-Kalita K.E., Mowbray D.J. // J. Mol. Struct. 1990. Vol. 219. P. 10.
19. Altamirano-Juarez D.C., Carrera-Figueiras C., Garnica-Romo M.G. et al. // J. of Physics and Chemistry of Solids. 2001. Vol. 62. P. 1911.

Поступила в редакцию 11.02.2004.

Светлана Валентиновна Сережкина – аспирант кафедры неорганической химии. Научные руководители – С.К. Рахманов, Г.П. Шевченко.

Гвидона Петровна Шевченко – кандидат химических наук, ведущий научный сотрудник НИИФХП БГУ.

Сергей Кимович Рахманов – первый проректор, доктор химических наук.