

4. *Mayes A.G., Whitcombe M.J.* // *Adv. Drug Delivery Rev.* -2005. -**57**, № 12. -P. 1742—1778.
5. *Srivak D.A.* // *Ibid.* -2005. -**57**, № 12. -P. 1779—1794.
6. *Лисичкин Г.В., Крутяков Ю.А.* // *Успехи химии.* -2006. -**75**, № 10. -С. 998—1017.
7. *Гендриксон О.Д., Жердев А.В., Дзантиев Б.Б.* // *Успехи биол. химии.* -2006. -**46**. -С. 149—192.
8. *Дмитренко С.Г., Ирха В.В., Кузнецова А.Ю., Золотов Ю.А.* // *Журн. аналит. химии.* -2004. -**59**, № 9. -С. 902—912.
9. *Бойко В.В., Рябов С.В., Кобилінський С.М., Керча Ю.Ю.* // *Укр. хим. журн.* -2010. -**76**, № 1. -С. 51—59.
10. *Горбач Л.А., Бровко О.О., Гончарова Л.А. та ін.* // *Полімер. журн.* -2010. -**32**, № 1. -С. 79—83.
11. *Sergeyeva T.A., Slinchenko O.A., Gorbach L.A. et al.* // *Analyt. Chim. Acta.* -2010. -**659**. -P. 274—279.
12. *Кобилінський С.М., Рябов С.В., Лебедев О.Ф.* // *Полімер. журн.* -2010. -**32**, № 1. -С. 75—78.
13. *Мадорский С.* Термическое разложение органических полимеров / Пер. с англ. -М.: Мир, 1967.
14. *Хмельницкий Р.А., Лукашенко И.М., Бродский Е.С.* Пиролитическая масс-спектрометрия высокомолекулярных соединений. -М.: Химия, 1980.
15. *Терентьев П.Б.* Масс-спектрометрия в органической химии. -М.: Высш. шк., 1979.
16. *Бойко В.В., Рябов С.В., Кобрина Л.В. и др.* // *Укр. хим. журн.* -2007. -**73**, № 7. -С. 51—60.
17. *Гордон А., Форд Р.* Спутник химика / Пер. с англ. -М.: Мир, 1976.
18. *Каталог сокращенных масс-спектров.* -Новосибирск: Наука, 1981.

Інститут хімії високомолекулярних сполук  
НАН України, Київ

Надійшла 08.04.2011

УДК 678.01: 678.664: 678.84

**В.В. Шевченко, Н.С. Клименко, А.В. Стрюцкий, Э.А. Лысенков, М.Я. Вортман**

## **ПРОТОНПРОВОДЯЩИЕ ПОЛИМЕРНЫЕ ОРГАНО-НЕОРГАНИЧЕСКИЕ ЭЛЕКТРОЛИТЫ НА ОСНОВЕ ФУНКЦИОНАЛИЗИРОВАННЫХ ПРЕКУРСОРОВ**

С использованием золь-гель метода синтезированы термостабильные сульфосодержащие органо-неорганические протонпроводящие мембраны на основе мономерного и олигомерных алкоксисилильных прекурсоров, содержащих в качестве протонпроводящей фазы олигоэтиленоксид и его функционализированные производные. Исследованы особенности структурообразования в данных мембранах и их проводимость в широком интервале температур в безводных условиях в атмосфере сухого азота. Достигнутый уровень проводимости составляет  $2.0 \cdot 10^{-4}$  См/см при 120 °С. Выделение олигоэтиленоксидных фрагментов в отдельную микрофазу приводит к снижению проводимости на 2 порядка.

**ВВЕДЕНИЕ.** Топливные элементы (ТЭ) с полимерной протонпроводящей мембраной (ППМ) представляют собой альтернативный, экологически безопасный высокоэффективный источник электроэнергии для устройств различного назначения [1—3]. В качестве ППМ в таких ТЭ наибольшее распространение получили перфторированные полимеры типа Nafion, содержащие в боковой цепи полимера сульфокислотные группы в качестве доноров протонов [1—3]. Дальнейший прогресс в создании данных ТЭ связан со смещением диапазона рабочих температур, который составляет 80—90 °С, в область температур 100—200 °С [1—3]. Это позволит существенно повысить функциональные характеристики ППМ и от-

крывает возможности их широкомасштабной коммерциализации [1—3]. Использование ППМ типа Nafion в этих условиях становится проблематичным, поскольку они функционируют лишь при наличии воды в протонпроводящих каналах, содержащих сульфокислотные группы.

Очевидно, что при указанном интервале температур требуются существенные коррективы в обеспечении диссоциации сульфокислотных групп и транспорта протонов. С одной стороны, в качестве протонпроводящей среды может выступать вносимая неорганическими частицами связанная вода, испаряющаяся при атмосферном давлении выше 170 °С [4]. Такой путь формирования органо-неорганических наноструктурированных ППМ

© В.В. Шевченко, Н.С. Клименко, А.В. Стрюцкий, Э.А. Лысенков, М.Я. Вортман, 2011

Т а б л и ц а 1

## Состав и физико-химические свойства ППМ

ППМ	n	Содержание прекурсоров в ППМ, % мас.			Содержание (SiO <sub>1.5</sub> ) <sub>x</sub> , % мас.	СОЕ, мэкв/г		W, %	$\sigma_{cm/cm}^{dc}$ (120 °С)	T <sub>g1</sub> **, °С
		П-I	П-II	П-III		Найдено	Вычислено			
ППМ-I(2)*	2	100	—	—	7.2	1.62	1.39	75	1.5·10 <sup>-4</sup>	89
ППМ-I(5)*	5	100	—	—	3.8	1.65	1.80	98	—	85
ППМ-I(2)-II	2	70	30	—	9.7	0.98	1.87	200	3.5·10 <sup>-7</sup>	118
ППМ-I(5)-II	5	70	30	—	7.0	—	2.15	—	—	—
ППМ-I(2)-III	2	60	—	40	7.3	0.86	0.79	86	2.0·10 <sup>-4</sup>	32
ППМ-I(5)-III	5	60	—	40	4.9	0.74	1.08	131	6.5·10 <sup>-6</sup>	89

\* Данные работы [7]; \*\* T<sub>g2</sub> = -34 °С.

осуществляется как путем введения в полимерную матрицу неорганических нанонаполнителей [5, 6], так и с помощью золь–гель процесса [4]. С другой стороны, способность прежде всего олигоэтиленоксидов [7, 8], а также полиэтиленimina [9] к сольватации протона и его транспорту по механизму Гротгуса (Grotthus) делают их перспективными в качестве протонпроводящей среды при отсутствии увлажнения. К настоящему времени твердотелочные органо-неорганические ППМ, синтезированные золь–гель методом и содержащие в качестве органической составляющей олигоэтиленоксидные фрагменты [7, 8, 10–12], получены в сочетании с протонодорными допантами как органической [11], так и неорганической [10] природы.

В рамках золь–гель метода нами развивается направление создания пленочных наноструктурированных органо-неорганических сульфосодержащих ППМ, характеризующихся ковалентным связыванием сульфогруппы с полимерной матрицей и наличием в качестве протонпроводящей среды немодифицированных и модифицированных введением аминных и гидроксильных групп олигоэтиленоксидных фрагментов [13–15]. При этом сульфогруппа может входить в состав способных к золь–гель превращениям как мономерных [13, 14], так и олигомерных прекурсоров [15]. Кроме того, нами предложен новый тип органических протонодонорных допантов —  $\alpha,\omega$ -дисульфуретаномочевинные олигоэтиленоксиды [14].

В развитие данного направления целью настоящего исследования является разработка подходов к регулированию содержания сульфокислотных групп и протонпроводящей среды, а также

структуры предложенных нами органо-неорганических ППМ, получаемых золь–гель методом.

**ЭКСПЕРИМЕНТ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ.** Синтезы способных к золь–гель превращениям прекурсоров типа П-I (П-I(2) и П-I(5) (молекулярные массы 1734 (при n=2) и 3188 г/моль (при n=5) соответственно) [15], П-II и П-III [13, 14] проводили по ранее разработанным нами методикам. Золь–гель конденсацию с применением данных прекурсоров осуществляли в соответствии с [13–15]. Полученные в виде калиевых солей мембраны для дальнейших исследований переводили в кислую форму выдерживанием в серной кислоте [13–15].

Структуру и свойства полученных мембран (ППМ-2 и ППМ-5) с использованием ИК-спектроскопии с Фурье преобразованием, дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), термогравиметрического анализа, диэлектрической релаксационной спектроскопии в безводных условиях в атмосфере сухого азота, а также определение статической ионообменной емкости (СОЕ) и степени водопоглощения (W) проводили по методикам, приведенным в работах [13–15].

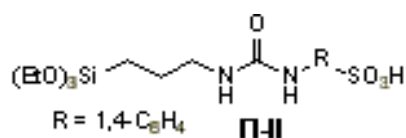
В настоящем сообщении описаны синтез, некоторые структурные особенности и свойства твердых полимерных сульфосодержащих органо-неорганических ППМ, полученных с использованием смеси способных к золь–гель конденсации прекурсоров различного функционального назначения при их заданном сочетании и соотношении (табл. 1). С одной стороны, преследовалась цель изменить соотношение органической и неорганической составляющих, а также количество сульфокислотных групп, а с другой, сформулировать оп-

ределенную надмолекулярную структуру образующихся ППМ, играющую, как известно [16], существенную роль в определении уровня протонной проводимости.

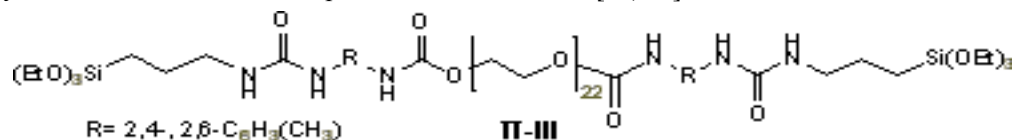
В качестве базового прекурсора были использованы синтезированные нами ранее функционализированные  $\alpha,\omega$ -ди(триэтоксисилил)олигоэтиленоксиды П-I(2) и П-I(5), содержащие в своем составе третичные аминные, вторичные гидроксильные, а также сульфокислотные группы в качестве протонодоноров [15]. При этом молекулярная масса модифицированной олигоэтиленоксидной составляющей изменялась примерно в 2 раза — 1408 г/моль для П-I(2) и 2862 г/моль для П-I(5). Наличие оксиэтиленовых фрагментов, третичных атомов азота в составе прекурсоров обеспечивает диссоциацию сульфокислотных групп и транспорт протона в отсутствие увлажнения [7, 8, 12, 17]. При этом процесс протонного переноса в этих мембранах осуществляется за счет образования и разрыва водородных связей при сегментальной подвижности олигомерных цепей, в том числе с включением протонированных атомов азота (механизм Гротгуса) [7, 8, 18, 19] (см. схему ниже).

Мономерный алкоксисилильный сульфокислотный прекурсор П-II [13,14] использовали как для изменения соотношения органической и неорганической фаз в ППМ, так и содержания сульфокислотных групп, а также типа их связи с неорганической составляющей. В отличие от олигомерных прекурсоров П-I органическая составляющая в прекурсор П-II связывается в формируемой ППМ одним концом, а наличие в ее составе

склонных к ассоциации за счет водородных связей мочевиновых групп способствует его структурированию в процессе золь-гель конденсации с формированием регулярных протонпроводящих каналов, которые являются предпосылкой высокого уровня проводимости ППМ [16]:

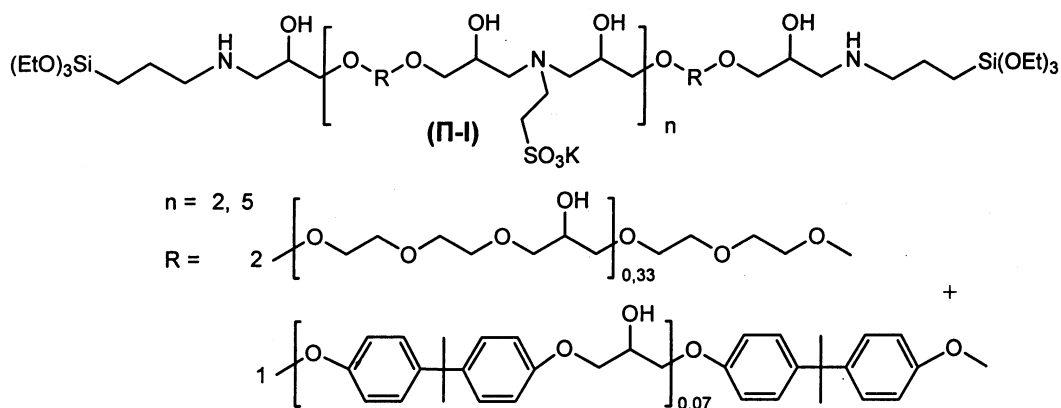


С целью увеличения содержания органической части в ППМ, способной к выполнению функции сольватации протона и его транспорта, использован алкоксисилильный уретаномочевиновый прекурсор П-III, содержащий в своем составе олигоэтиленоксидный фрагмент с молекулярной массой 1000 г/моль [13, 14]:



Следует отметить, что наличие в неорганической части органо-неорганических ППМ связанной воды открывает возможность диссоциации сульфокислотных групп под ее воздействием и транспорта протонов по механизму Гротгуса [4]. Это также способствует повышению температуры эксплуатации ППМ [4]. Кроме того, введение неорганической составляющей, как правило, приводит к повышению водопоглощения мембраны за счет поверхностных силанольных групп [4, 12].

Состав и некоторые свойства полученных материалов на основе упомянутых выше прекурсоров приведены в табл. 1.



После проведения процесса золь–гель конденсации прекурсоров П-I были получены ППМ, обладающие достаточной прочностью и эластичностью [15]. При переводе из солевой в кислую форму пленка ППМ-I(2) сохраняла эластичность, в то время как пленка ППМ-I(5) становилась хрупкой (табл. 1). С введением в состав ППМ-I(2) прекурсора П-II (ППМ-I(2)-II) мембрана оставалась прочной и эластичной в солевой и кислой формах, а мембрана на основе прекурсоров ППМ-I(5) и П-II (ППМ-I(5)-II) — хрупкой. ППМ, полученные с использованием прекурсоров П-I и П-III (ППМ-I(2)-III и ППМ-I(5)-III), являются прочными и эластичными пленками независимо от формы сульфоновых групп (солевой или кислой).

В ИК-спектрах синтезированных ППМ присутствуют полосы валентных колебаний силоксановых структур при  $1050\text{—}1100\text{ см}^{-1}$ , C=O- и NH-групп уретанового фрагмента с максимумами при  $1720$  и  $3300\text{ см}^{-1}$  соответственно и  $\text{SO}_3\text{H}$ -групп при  $935\text{ см}^{-1}$  [20].

Термостабильность ППМ является одной из определяющих характеристик температурных пределов их эксплуатации. Как следует из термогравиметрических кривых (рис. 1), введение в структуру мембран прекурсоров П-II и П-III практически не сказывается на их термостабильности, а процесс разложения синтезированных ППМ происходит в три стадии.

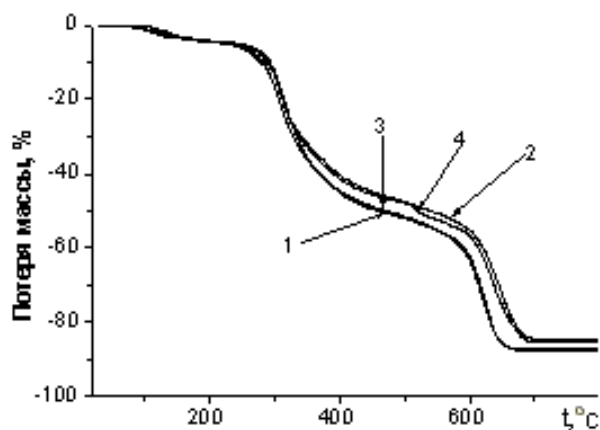


Рис. 1. Термогравиметрический анализ ППМ: 1 — ППМ-I(2); 2 — ППМ-I(2)-II; 3 — ППМ-I(2)-III; 4 — ППМ-I(5)-III.

Первая стадия потери массы происходит в области температур до  $170\text{—}175\text{ °C}$ , характеризуется небольшой величиной (порядка 4 %) и связана с удалением воды, сорбированной из воздуха

[4, 21] и образующейся в процессе конденсации остаточных силанольных групп [22]. Согласно литературным данным, связанная вода, содержание которой в органо-неорганических ППМ на основе Nafion 112 и тетраэтоксисилана составляет 4—5 %, начинает удаляться с неорганической составляющей при  $170\text{ °C}$  [4]. В работах [4, 21] показано, что связанная вода в органо-неорганических ППМ принимает участие в протонном переносе по механизму Гротгуса. Начало термоокислительной деградации органической части синтезированных ППМ относится к  $310\text{—}360\text{ °C}$ . В области температур  $600\text{—}650\text{ °C}$  теряется 40 % массы полимера.

Как известно, уровень ионной проводимости мембран во многом определяется количеством носителей зарядов и, как правило, пропорционален величине COE [23, 24]. Важной характеристикой ППМ также является ее влагопоглощение, поскольку проводимость сульфокислотных мембран зависит от влагосодержания мембраны [23]. Но, с другой стороны, чрезмерно высокие значения влагопоглощения вызывают потерю механической прочности мембраны и разрушение каталитического слоя при использовании ее в ТЭ при многократном включении/выключении ТЭ [23].

По величине COE ППМ-I(2) (табл. 1) превосходит мембраны типа Nafion ( $0.8\text{—}0.9\text{ м·экв/г}$ ) [3, 16] и сопоставима с органо-неорганическими мембранами, полученными с использованием способных к золь–гель превращениям производных олигоокситетраметилэтиленгликоля молекулярной массы 1000 ( $0.44\text{—}1.45\text{ м·экв/г}$ ) [16].

Следует отметить, что для синтезированных ППМ наблюдается различная степень отклонения найденного значения COE от рассчитанного, что может быть связано с взаимодействием сульфокислотных и аминных групп. Влагопоглощение ППМ-I(2) (табл. 1) больше такового для Nafion (20—40 %) и упомянутых выше олигоокситетраметилэтиленгликольсодержащих мембран (5—68 %) [16].

Как и в предыдущих наших работах [13—15], протонная проводимость синтезированных мембран определялась в обезвоженном виде в атмосфере сухого азота. Проводимость ППМ-I(2) (табл. 1, рис. 2, а) в таких условиях находится на уровне проводимости гелеобразных органо-неорганических протонпроводящих полимерных электролитов, содержащих в своем составе олигоэтиленоксидные фрагменты, для которых проводимость составляет  $10^{-8}\text{—}10^{-4}\text{ См/см}$  при  $80\text{—}90\text{ °C}$  [7, 8].

Следствием введения прекурсора П-II в сос-

тав ППМ-I(2) (табл. 1, ППМ-I(2)-II) является появление ионных центров, связанных одним концом органической цепи с неорганической частью мембраны. Хотя значение СОЕ данной мембраны меньше такового для ППМ-I(2) ее водопоглощение возросло практически в 2.5 раза, что, очевидно, связано с повышением содержания неорганической составляющей (табл. 1).

Характер сочетания синтезированных прекурсоров в полученных ППМ различным образом сказывается на формировании структуры мембран и их протонной проводимости в безводных условиях. На рис. 2, а представлены температурные зависимости проводимостей полученных мембран. Повышение проводимости с возрастанием температуры указывает на ее ионный тип [25]. Темпера-

турные зависимости протонной проводимости для синтезированных мембран в “аррениусовских” координатах (рис. 2, а) имеют нелинейный вид и описываются уравнением Вогеля–Таммана–Фальчера (ВТФ), связывающим механизм протонного переноса с сегментальной подвижностью полимерных цепей [13, 14, 26]:

$$\sigma_{dc} = \sigma_0 \exp\left(-\frac{E_A}{k \cdot (T - T_0)}\right), \quad (1)$$

где  $E_A$  — энергия псевдоактивации протонного переноса;  $T_0$  — температура Вогеля (температура такого состояния полимера, в котором доля свободного объема равна нулю);  $\sigma_0$  — проводимость при постоянном токе при условии  $T \rightarrow T_0$ ;  $k$  — постоянная Больцмана. Параметры уравнения для полученных ППМ приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2

Параметры уравнения Вогеля–Таммана–Фальчера

Образец	$E_A$ , мэВ	$T_0$ , К	$\sigma_0 \cdot 10^2$ , См/см
ППМ-I(2)	45	225	0.3
ППМ-I(2)-II	73	213	9.2
ППМ-I(2)-III	67	200	1
ППМ-I(5)-III	136	184	1

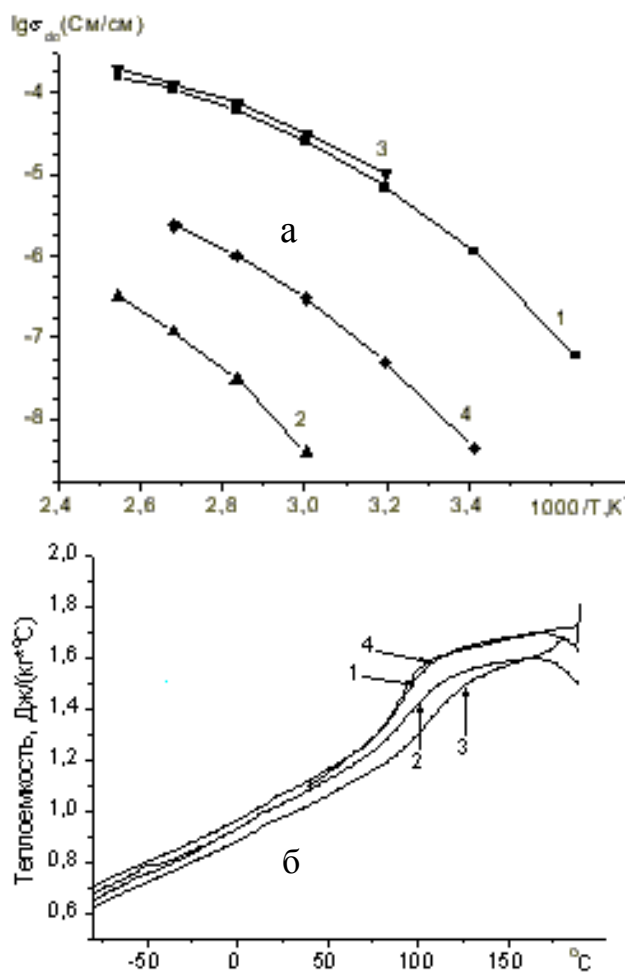


Рис. 2. Температурная зависимость проводимости (а) и теплоемкости (б) ППМ: 1 — ППМ-I(2); 2 — ППМ-I(2)-II; 3 — ППМ-I(2)-III; 4 — ППМ-I(5)-III.

На рис. 2, б приведены температурные зависимости теплоемкостей полученных ППМ. ППМ-I(2) и ППМ-I(2)-II характеризуются одной температурой стеклования ( $T_g$ ), что указывает на их аморфную структуру с равномерным распределением силесквиоксановой составляющей в органической матрице. При этом величина  $T_g$  ППМ-I(2)-II выше таковой ППМ-I(2), что, вероятно, вызвано меньшим содержанием неорганической составляющей в последней (табл. 1).

Уровень проводимости ППМ-I(2)-II уменьшается на три порядка по сравнению с мембраной ППМ-I(2), что связано как со структурой полученной ППМ, так и уменьшением значения СОЕ (табл. 1). Ионные центры, введенные с помощью мономерного прекурсора П-II, а также повышенное содержание неорганической фазы приводят к значительному повышению величины  $T_g$  сформированной мембраны ППМ-I(2)-II (табл. 1). Это свидетельствует об уплотнении структуры композита, что, очевидно, препятствует образованию оп-

тимальных размеров протонпроводящих каналов.

При введении прекурсора П-III в состав ППМ-I(2) (ППМ-I(2)-III, табл. 1) значение СОЕ понижается практически в 2 раза, однако ее проводимость достигает максимального уровня в исследованном ряду мембран (табл. 1). Такое повышение связано с соответствующими особенностями структурообразования этого композита, о чем свидетельствуют данные ДСК. Наличие одной величины  $T_g$  в мембране ППМ-I(2)-III (табл. 1) характеризует совместимость обоих гибкоцепных фрагментов системы, а ее существенное снижение свидетельствует о большей подвижности гибкоцепных фрагментов с соответствующим улучшением транспорта протона по механизму Гротгуса [7, 8, 12]. Ранее синтезированные нами ППМ на основе смеси прекурсоров П-II и П-III также характеризуются одной  $T_g$ , равной 69 °С, однако уровень их протонной проводимости в безводных условиях ( $10^{-6}$ — $10^{-5}$  См/см при 120 °С [14]) существенно ниже достигнутой проводимости мембраны ППМ-I(2)-III (табл. 1).

В случае ППМ-I(5)-III, характеризующейся наличием функционализированной олигоэтиленоксидной составляющей более высокой молекулярной массы, чем в ППМ-I(2)-III, наблюдается ее несовместимость с олигоэтиленоксидным фрагментом вводимого прекурсора П-III, следствием чего является их микрофазовое разделение. Это проявляется в наличии двух температур стеклования  $T_{g1}$  и  $T_{g2}$  (табл. 1). Первая лежит в положительной области температур и связана со стеклованием базовой матрицы ППМ-I(2), о чем свидетельствует и совпадение величин  $T_{g1}$  обеих мембран. Вторая, находящаяся в области отрицательных температур, связана со стеклованием олигооксиэтиленовой составляющей, выделившейся в отдельную микрофазу. Такая микрогетерогенность сформировавшейся структуры препятствует образованию оптимальных протонпроводящих каналов, следствием чего является падение проводимости практически на 2 порядка, несмотря на незначительное уменьшение содержания сульфокислотных групп (табл. 1).

Из данных исследований протонной проводимости ППМ следует, что для полученных систем структурный фактор является существенным в определении уровня проводимости в безводных условиях. При этом наблюдается зависимость проводимости от величины  $T_g$ .

**ВЫВОДЫ.** Таким образом, нами синтезиро-

ваны алкоксисилильные прекурсоры олигомерно-го типа на основе немодифицированных и функционализированных введением третичных атомов азота, гидроксильных и сульфокислотных групп олигоэтиленоксидов, а также мономерный прекурсор, содержащий сульфокислотные и мочевиновые группы. На их основе с использованием золь-гель метода разработан способ получения термостабильных ППМ с различным сочетанием органической и неорганической составляющей, содержанием сульфокислотных групп, величиной влагопоглощения и регулируемые параметрами структуры. Показано, что данные мембраны являются протонпроводящими в безводных условиях выше 100 °С, а уровень проводимости определяется структурной организацией протонпроводящей фазы.

**РЕЗЮМЕ.** З використанням золь-гель методу синтезовано термостабільні сульфокислотвмісні органічно-неорганічні протонпровідні мембрани на основі мономерного та олігомерних алкоксисилільних прекурсорів, що містять як протонпровідну фазу олігоетиленоксид та його функціоналізовані похідні. Досліджено особливості структуроутворення в даних мембранах та їх провідність у широкому інтервалі температур у безводних умовах в атмосфері сухого азоту. Досягнутий рівень провідності складає  $2.0 \cdot 10^{-4}$  См/см при 120 °С. Виділення олігоетиленоксидних фрагментів в окрему мікрофазу приводить до зниження провідності на два порядки.

**SUMMARY.** Thermally stable organic-inorganic sulfonic acidic protonconducting membranes on the base of monomeric and oligomeric alkoxy silane precursors which contain oligoethyleneoxide and its' functionalized derivatives as a protonconducting phase were synthesized with use of sol-gel method. The features of structure formation of those membranes and their conductivity in a wide temperature range under anhydrous conditions in dry nitrogen atmosphere were investigated. The attained conductivity level is  $2.0 \cdot 10^{-4}$  S/cm at 120 °C. The isolation of oligoethyleneoxide fragments into separate microphases causes conductivity decrement by two orders of magnitude.

1. Witner M., Brodd R.J. // Chem. rev. -2004. -**104**, № 10. -P. 4245—4269.
2. Kandlikar S.G., Lu Z. // J. Appl. Therm. Eng. -2009. -**29**, № 7. -P. 1276—1280.
3. Li Q., He R., Jensen J.O., Bjerrum N.J. // Chem. Mater. -2003. -**15**, № 26. -P. 4896—4915.
4. Ye G., Hayden C.A., Goward G.R. // Macromolecules. -2007. -**40**, № 5. -P. 1529—1537.
5. Sahu A.K., Bhat S.D., Pitchumani S. et al. // J. Membr. Sci. -2009. -**345**, № 1-2. -P. 305—314.
6. Shao Z.G., Joghee P., Hsing I.M. // Ibid. -2004.

- 229, № 1–2. -P. 43–51.
7. Ghosh B.D., Lott K.F., Ritchie J.E. // Chem. Mater. -2005. -17, № 3. -P. 661–669.
  8. Lott K.F., Ghosh B.D., Ritchie J.E. // J. Electrochem. Soc. -2006. -153, № 11. -P. 2044–2048.
  9. Tanaka R., Yamamoto H., Kawamura S., Iwase T. // Electrochim. Acta. -1995. -40, № 13–14. -P. 2421–2424.
  10. Honma I., Nomura S., Nacajima H. // J. Membr. Sci. -2001. -185, № 1. -P. 83–94.
  11. Thangamuthu R., Lin C.W. // J. Power Sourc. -2005. -150. -P. 48–56.
  12. Barker R.E. // Pure & Appl. Chem. -1976. -46, № 2–4. -P. 157–170.
  13. Шевченко В.В., Стрюцкий А.В., Гуменная М.А. и др. // Доп. НАН України. -2010. -№ 8. -С. 157–162.
  14. Шевченко В.В., Стрюцкий А.В., Лысенков Э.А. и др. // Укр. хим. журн. -2010. -76, № 11. -С. 56–63.
  15. Шевченко В.В., Клименко Н.С., Стрюцкий А.В. и др. // Там же. -2011. -77, №1. -С. 66–70.
  16. Michau M., Barboiu M. // J. Mater. Chem. -2009. -19, № 34. -P. 6124–6131.
  17. Kuo P.L., Chen W.F., Liang W.J. // J. Polymer Sci.: Pt A: Polymer Chem. -2005. -43, № 15. -P. 3359–3367.
  18. Лейкин А.Ю., Булычева Е.Г., Русанов А.Л., Лихачев Д.Ю. // Высокомолекуляр. соединения. -2006. -48, № 6. -С. 1031–1040.
  19. Tanaka R., Yamamoto H., Shono A. et al. // Electrochim. Acta. -2000. -45, № 8–9. -P. 1385–1389.
  20. Беллами Л. Инфракрасные спектры сложных молекул. -М.: Изд-во иностр. лит. -1963.
  21. Chen W.F., Kuo P.L. // Macromolecules. -2007. -40, № 6. -P. 1987–1994.
  22. Aparicio M., Duran A. // J. Sol-Gel Sci. Techn. -2004. -31, № 1–3. -P. 103–107.
  23. Добровольский Ю.А., Волков Е.В., Писарева А.В. и др. // Рос. хим. журн. (Журн. Рос. хим. об-ва им. Д.И. Менделеева). -2006. -50, № 6. -С. 95–102.
  24. Jalani N.H., Dunn K., Datta R. // J. Electrochim. Acta. -2005. -51, № 3. -P. 553–569.
  25. Kyritsis A., Pissis P., Grammatikakis J. // J. Polymer Sci. Pt B: Polymer Phys. -1995. -33, № 12. -P. 1737–1750.
  26. Gray F.M. Solid Polymer Electrolytes: Fundamentals and Technological Applications. -New York: VCH Publ., Inc., 1991. -P. 245.

Институт химии высокомолекулярных соединений  
НАН Украины, Киев

Поступила 18.01.2011