

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТЕКОЛ В РАЗРЕЗЕ $\text{SrO} \cdot \text{B}_2\text{O}_3\text{--SrO} \cdot \text{SiO}_2$ © 2020 г. Н. Г. Тюрнина^{1, *}, З. Г. Тюрнина¹, С. И. Свиридов¹, С. В. Столяр¹¹Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН, наб. Макарова, 2,
Санкт-Петербург, 199034 Россия

*e-mail: turnina.ng@isrcas.ru

Поступила в редакцию 08.08.2018 г.

После доработки 19.06.2019 г.

Принята к публикации 07.08.2019 г.

В разрезе $50\text{SrO} \cdot 50\text{B}_2\text{O}_3\text{--}50\text{SrO} \cdot 50\text{SiO}_2$ (мол. %) изучены физико-химические свойства стекол, такие как плотность, микротвердость, термическое расширение и температура стеклования. Сравнение со свойствами стронциевоборосиликатных стекол в других разрезах с постоянным содержанием оксида стронция показало, что величина молярного объема возрастает с увеличением концентрации B_2O_3 и не зависит от содержания SrO в интервале 50–35 мол. %. Установлено, что температура стеклования уменьшается по мере замены SiO_2 на B_2O_3 . Концентрационные зависимости микротвердости, коэффициента термического расширения выше интервала стеклования (α_1) и изменение коэффициента теплового расширения в интервале стеклования ($\Delta\alpha$) имеют максимум в области составов, обогащенных оксидом бора.

Ключевые слова: стекла, стронциевоборосиликатная система, структура, плотность, микротвердость, термическое расширение, температура стеклования

DOI: 10.31857/S0132665120030208

Стронциевоборосиликатная система является одной из фундаментальных стеклообразующих систем. На ее основе разрабатывают и получают оптические стеклокристаллические материалы, которые используются в качестве фотонных структур для электроники, сред для записи и хранения оптической информации, нелинейно-оптических и лазерных сред; уплотнительные стеклокристаллические материалы, подходящие для твердооксидных топливных элементов (ТОТЭ); биоактивные и композитные пломбировочные материалы.

Теоретические подходы, опирающиеся на химическое строение стекла, позволяют рассчитывать свойства стекол, только если известны теплофизические свойства образующихся в системе кристаллических фаз. Систематические экспериментальные данные о структуре и физико-химических свойствах стекол тройных щелочноземельных боросиликатных систем немногочисленны.

Данное исследование является продолжением серии работ, посвященных изучению физико-химических свойств стекол системы $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$. В работах [1–3] исследовали свойства стекол с постоянным содержанием оксида стронция: 35, 40 и 45 мол. % SrO .

Цель настоящей работы – изучение концентрационной зависимости плотности, микротвердости, термического расширения и температуры стеклования стекол системы $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ с содержанием оксида стронция 50 мол. %.

Таблица 1. Составы стекол в разрезе $50\text{SrO} \cdot 50\text{B}_2\text{O}_3 - 50\text{SrO} \cdot 50\text{SiO}_2$ по синтезу и по анализу

№ п/п	Состав по синтезу, мол. %			Температура синтеза, °С	Состав по анализу*, мол. %		
	SrO	B ₂ O ₃	SiO ₂		SrO	B ₂ O ₃	SiO ₂
1	50.0	16.7	33.3	1300	50.1	16.7	33.2
2	50.0	21.5	28.5	1250	49.8	21.7	28.5
3	50.0	25.0	25.0	1200	49.8	24.90	25.3
4	50.0	30.0	20.0	1000	50.2	29.9	19.9
5	50.0	37.0	13.0	1100	49.9	36.6	13.5

* Химический анализ стекол выполнен в аналитической группе ЛФХС ИХС РАН.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для изучения физико-химических свойств стекол стронциевоборосиликатной системы в разрезе с 50 мол. % SrO методом плавки шихты были сварены стекла 5 составов (табл. 1) в пределах области стеклообразования, установленной ранее в работе [4]. В качестве исходных реагентов использовали SrCO₃ марки “ос. ч.”, H₃BO₃ марки “ч. д. а.” и SiO₂ марки “ч.”. Навеска, представляющая собой смесь исходных реагентов в необходимых пропорциях, рассчитывалась на 100 г конечного продукта. Для гомогенизации навески ее перетирали в яшмовой ступке в течение 2 ч. Синтез стекол проводили в платиновых тиглях в воздушной атмосфере силитовой печи при температурах 1100–1300°C в зависимости от состава, длительность варки составляла 2 ч. Затем расплав выливали на стальную изложницу, полученные стекла помещали в муфельную печь для отжига при температуре 550°C в течение 1 ч, затем образец охлаждали вместе с печью. Химический анализ стекол показал (табл. 1), что отклонение составов по анализу от составов по синтезу находится в пределах погрешности ±1 мол. %.

Плотность образцов стронциевоборосиликатного стекла, массой 3–4 г, определяли методом гидростатического взвешивания в этиловом спирте при температуре 25°C. Точность определения составляла ±0.01 г/см³.

Для измерения микротвердости исследуемых стекол использовали метод определения твердости по Виккерсу (H_V). Нагрузка на индентор составляла 100 гр. Стандартное отклонение измерений не превышало 7% величины H_V . Методика измерения плотности и микротвердости стекол подробно описана в работе [3].

Тепловое расширение исследуемых стекол измеряли на кварцевом dilatометре с малым измерительным усилием (0.05 Н при размерах образца 8 × 8 × 8 мм) в режиме охлаждения и нагревания со стандартной скоростью 3 ± 0.2 К/мин. Процедуру нагревания и охлаждения образца в рамках эксперимента проводили несколько раз для того, чтобы “снять” тепловую историю исследуемого стекла, ниже 400°C образец не охлаждали. В связи с описанными условиями измерения, α_{20-300} не определяли. Погрешность измерений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) выше интервала стеклования (α_l) составляла не более ±8%, а для ТКЛР ниже интервала стеклования (α_g) – ±5%. Изменение коэффициента теплового расширения в интервале стеклования ($\Delta\alpha$) определяли как разность между α_l и α_g . Температуру стеклования (T_g) определяли по dilatометрической кривой, методика измерения изложена в работе [2].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Свойства стронциевоборосиликатных стекол, полученные в настоящей работе, приведены в табл. 2.

Таблица 2. Плотность d , мольный объем $V_{\text{мол}}$, микротвердость по Виккерсу H_V , температура стеклования T_g , температурные коэффициенты линейного расширения выше и ниже интервала стеклования, а также их разность (α_l, α_g и $\Delta\alpha$ соответственно) для стекол в разрезе $50\text{SrO} \cdot 50\text{B}_2\text{O}_3 - 50\text{SrO} \cdot 50\text{SiO}_2$

№ п/п	d , г/см ³	$V_{\text{мол}}$, см ³ /моль	H_V , кгс/мм ²	T_g , °С	α_g , °С ⁻¹	α_l , °С ⁻¹	$\Delta\alpha$, °С ⁻¹
1	3.62	23.02	580	612	1.1×10^{-5}	5.7×10^{-5}	4.6×10^{-5}
2	3.60	23.28	600	608	9.9×10^{-6}	6.7×10^{-5}	5.71×10^{-5}
3	3.60	23.42	620	610	6.3×10^{-6}	7.0×10^{-5}	6.37×10^{-5}
4	3.57	23.73	630	604	7.5×10^{-6}	8.1×10^{-5}	7.35×10^{-5}
5	3.55	24.06	610	601	1.2×10^{-5}	7.4×10^{-5}	6.2×10^{-5}

На рис. 1 сопоставлены плотности (d) стекол для четырех разрезов системы $\text{SrO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ с постоянным содержанием оксида стронция: 50 мол. % (измерены в настоящей работе) и 45, 40 и 35 мол. % (получены в [3]), а также данные для бинарных стекол (получены в [5, 6]). В случае, если плотность, полученная в настоящей работе, отличается от литературных данных, то зависимость построена по среднему между ними значению. Различие значений плотности для состава $35\text{SrO} \cdot 65\text{B}_2\text{O}_3$ по нашим данным и данным [6] могут быть связаны с разными методами определения плотности, гидростатического взвешивания в нашем случае и пикнометрии в случае [6]. Из табл. 2 и рис. 1 видно, что при замене SiO_2 вторым оксидом-стеклообразователем B_2O_3 плотность уменьшается линейно и практически параллельно для рядов трехкомпонентных стекол с содержанием SrO 50–40 мол. %. Для стекол с 35 мол. % SrO плотность остается постоянной при содержании B_2O_3 0–30 мол. %, и при дальнейшем его увеличении начинает уменьшаться. Увеличение содержания SrO приводит к возрастанию плотности стекол независимо от соотношения B_2O_3 и SiO_2 , что является естественным, т. к. стронций значительно тяжелее, чем бор и кремний.

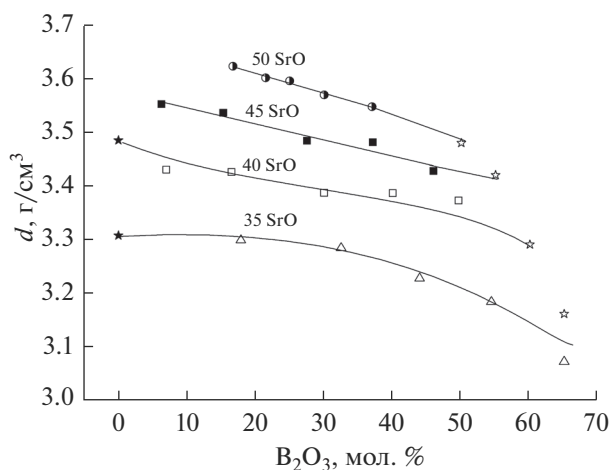


Рис. 1. Плотность стекол с постоянным содержанием SrO , равным 50 мол. % (данные настоящей работы) и 35, 40 и 45 мол. % (данные [3]) в зависимости от содержания B_2O_3 в системе $\text{SrO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$. Данные для бинарных стекол ★ [5] и ☆ [6]. (Числа у кривых – содержание SrO , мол. %).

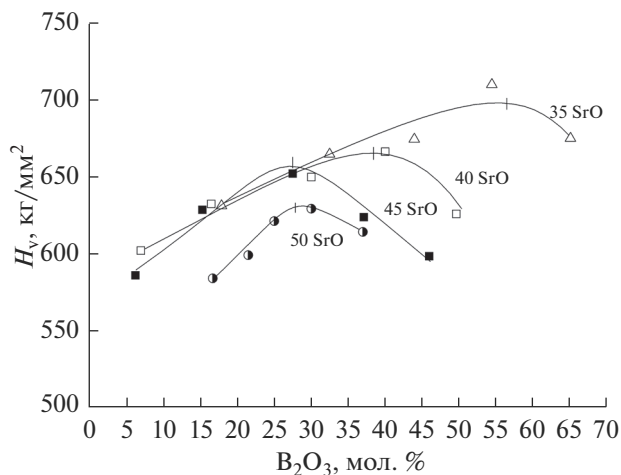


Рис. 2. Зависимость микротвердости от содержания B_2O_3 для серии стекол с постоянным содержанием SrO в системе SrO– B_2O_3 – SiO_2 , равным 50 мол. % (данные настоящей работы) и 35, 40 и 45 мол. % (данные [3]). (Числа у кривых – содержание SrO, мол. %).

По результатам определения плотности d и значениям молярной массы стекла M был вычислен молярный объем ($V_{\text{мол}}$) исследованных стекол (табл. 2). С увеличением содержания B_2O_3 молярный объем стекол возрастает, причем величины $V_{\text{мол}}$ стекол сечения 50 мол. % SrO очень близки со значениями для стекол трех ранее исследованных сечений. Количество оксида-модификатора в интервале 50–35 мол. % SrO практически не влияет на молярный объем стекла. Молярный объем стекла с большим содержанием оксида бора и стронция 35 мол. % характеризуется более высокими значениями молярного объема, чем стекла с тем же соотношением B_2O_3 к SiO_2 , но с содержанием SrO 50–40 мол. %.

Концентрационная зависимость микротвердости стекол с содержанием оксида стронция 50 мол. %, представленная на рис. 2, при увеличении содержания B_2O_3 проходит через максимум в области 27 мол. % B_2O_3 . Значения микротвердости для стекол исследуемого сечения и данных, полученных нами ранее для сечений с меньшим содержанием SrO (рис. 2), хорошо согласуются с установленными в работе [3] закономерностями. Увеличение содержания щелочноземельного компонента в боросиликатном стекле приводит к уменьшению микротвердости и смещению максимума на концентрационной зависимости H_V в область составов с меньшим содержанием оксида бора. Максимумы на концентрационных зависимостях H_V стекол с содержанием оксида стронция 50 и 45 мол. % очень близки. В интервале 5–30 мол. % B_2O_3 значения микротвердости стекол при содержании 45–35 мол. % SrO практически совпадают, для разреза 50 мол. % SrO зависимость на этом участке идет параллельно зависимостям для разрезов с меньшим содержанием оксида стронция.

На рис. 3 сопоставлены температуры стеклования (T_g) стекол для четырех разрезов системы SrO– B_2O_3 – SiO_2 с постоянным содержанием оксида стронция, равным 50 мол. % (измерены в настоящей работе) и 45, 40 и 35 мол. % [2], от содержания оксида бора. На рис. 3 нанесены значения T_g для стронциевоборатных стекол с содержанием 35 и 40 мол. % SrO [7]; 45 и 50 мол. % SrO [6]; и для стронциевосиликатных с содержанием 35 и 40 мол. % SrO [8] и 45 мол. % SrO [5]. В случае, если T_g , полученная в настоящей

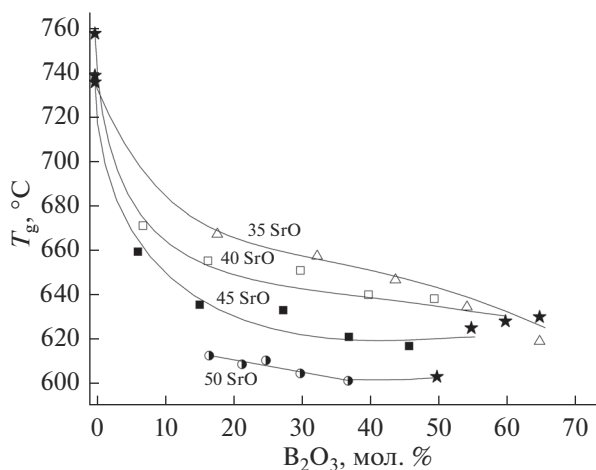


Рис. 3. Температуры стеклования в зависимости от содержания B_2O_3 для серии стекол с постоянным содержанием SrO в системе $\text{SrO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$, равным 50 мол. % (данные настоящей работы) и 35, 40 и 45 мол. % (данные [2]), данные для бинарных стекол ★ [5, 8] и ☆ [6, 7]. (Числа у кривых – содержание SrO, мол. %).

работе, отличалась от литературных данных, то зависимость строили по среднему значению. Различие значений плотности для состава $35\text{SrO} \cdot 65\text{B}_2\text{O}_3$ по нашим данным и данным [6] могут быть связаны с тем, что используются разные методы определения T_g : по дилатометрическим кривым в нашем случае и по данным ДСК в случае [6]. Из табл. 2 и рис. 3 видно, что при замене SiO_2 вторым оксидом-стеклообразователем B_2O_3 , т.е. при переходе от силикатного к боратному стеклу с постоянным содержанием оксида стронция, T_g уменьшается, аналогично зависимостям для стекол сечений 45–35 мол. % SrO. При первом введении борного ангидрида в силикатное стекло, на участке от 0 до 10 мол. % B_2O_3 , наблюдается резкое уменьшение T_g , примерно 100°C на 10 мол. % B_2O_3 . При дальнейшем увеличении содержания B_2O_3 уменьшение T_g составляет примерно 20°C на 30 мол. %, т.е. примерно 7°C на каждые 10 мол. % борного ангидрида, что в 14 раз медленнее скорости убывания T_g при начальном введении оксида бора. Можно отметить, что в интервале 15–50 мол. % B_2O_3 концентрационные зависимости температуры стеклования для стекол сечений 50–40 мол. % SrO симбатны. Характер зависимости T_g для стекол с содержанием SrO 50 мол. % хорошо согласуется с установленными в работе [3] закономерностями. Увеличение содержания щелочноземельного компонента в боросиликатном стекле приводит к уменьшению температуры стеклования.

Концентрационная зависимость ТКЛР ниже интервала стеклования (α_g) образцов с содержанием оксида стронция 50 мол. %, представлена на рис. 4а. С увеличением содержания B_2O_3 α_g сначала убывает, проходя через минимум при 25,6 мол. % B_2O_3 , затем возрастает. Аналогичный характер изменения α_g от содержания B_2O_3 был отмечен для стекол с постоянным содержанием оксида стронция в интервале 35–45 мол. % [2] (рис. 4а). Увеличение содержания SrO от 35 до 50 мол. % приводит к смещению минимума на зависимостях α_g в сторону с меньшим содержанием оксида бора.

Концентрационная зависимость ТКЛР выше интервала стеклования (α_l) и скачка изменение коэффициента термического расширения в интервале стеклования ($\Delta\alpha$) для стекол с содержанием оксида стронция 50 мол. % представлена на рис. 4б и в. С

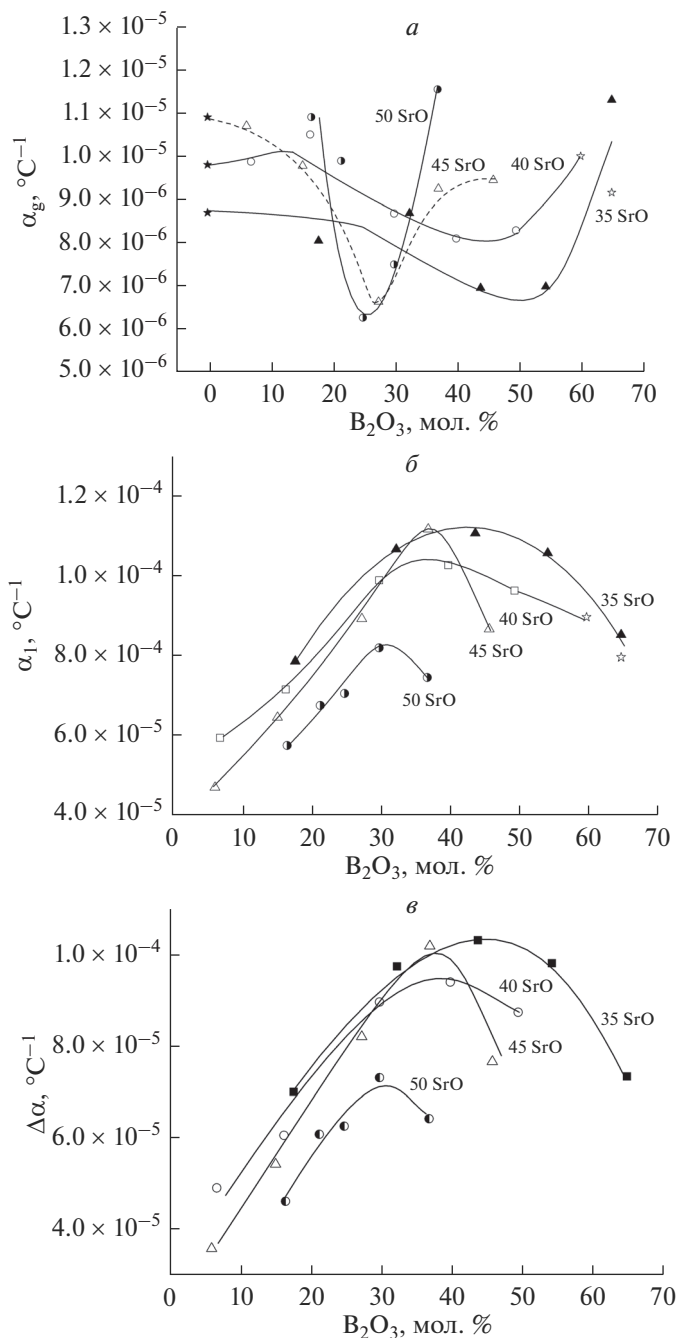


Рис. 4. Коэффициент теплового линейного расширения ниже (*a*) и выше (*б*) интервала стеклования и изменение коэффициента теплового расширения в интервале стеклования (*в*) стекол системы SrO– B_2O_3 – SiO_2 в зависимости от содержания B_2O_3 для серии стекол с постоянным содержанием SrO, равным 50 мол. % (данные настоящей работы) и 35, 40 и 45 мол. % (данные [2]); данные для бинарных стекол ★ [5] и ☆ [7]. (Числа у кривых – содержание SrO, мол. %).

увеличением содержания B_2O_3 α_l и $\Delta\alpha$ возрастают, проходя через максимум в области 30 мол. % B_2O_3 , и затем снижаются. Аналогичный характер изменения ТКЛР выше интервала стеклования и $\Delta\alpha$ от содержания B_2O_3 был отмечен для стекол с постоянным содержанием оксида стронция в интервале 35–45 мол. % (рис. 4б и в по данным [2]). Увеличение содержания SrO приводит к смещению минимума на этих зависимостях в сторону с меньшим содержанием оксида бора.

Известно, что в стеклах и расплавах щелочноземельных боросиликатных систем возможно большое разнообразие базовых структурных единиц, а именно $B\bar{O}_4$, $B\bar{O}_3$, $B\bar{O}_2O^-$, $B\bar{O}O_2^{2-}$, BO_3^{3-} , $Si\bar{O}_4$, $Si\bar{O}_3O^-$, $Si\bar{O}_2O_2^{2-}$, $Si\bar{O}O^{3-}$ и SiO_4^{4-} , вносимых группировками, стехиометрия которых соответствует кристаллическим соединениям, существующим в данных системах [9].

Характер изменения концентрационных зависимостей плотности, микротвердости, температуры стеклования и коэффициентов теплового линейного расширения, измеренных в настоящей работе, для стекол с постоянным содержанием SrO, равным 50 мол. %, хорошо согласуется с закономерностями, установленными ранее для стекол разрезов 35–45 мол. % SrO [2, 3] с учетом данных для бинарных стронциевосиликатных и стронциевоборатных стекол [5–8].

Увеличение содержания щелочноземельного оксида в боросиликатном стекле приводит к тому, что все большее влияние приобретают ненаправленные ионные связи катиона с боратным или силикатным анионом, вследствие чего количество сильных ковалентных связей Si–O и B–O уменьшается. Исходя из структуры бинарных боратных и силикатных стекол [10, 11] можно ожидать, что в тройной системе в области, богатой B_2O_3 , с увеличением содержания оксида стронция с 35 до 50 мол. % количество бора в четверной координации уменьшается, а количество бора в тройной координации с немостиковыми атомами кислорода увеличивается. В области, богатой диоксидом кремния, с увеличением содержания оксида стронция количество Q_4 (кремнекислородные тетраэдры с четырьмя мостиковыми атомами кислорода) уменьшается, а количество кремнекислородных тетраэдров с немостиковыми атомами кислорода увеличивается. Это приводит к уменьшению степени связанности анионной матрицы стекла, которая проявляется в том, что с ростом содержания SrO микротвердость и температура стеклования (рис. 2, 3) – свойства, свидетельствующие о сопротивлении стекла тепловой и механической нагрузкам – уменьшаются.

Можно предположить, что в областях, близких к бинарным системам, свойства стекол в основном будут определяться либо боратными, либо силикатными структурно-химическими группировками, отвечающими по своей стехиометрии кристаллическим соединениям, имеющимся на фазовой диаграмме [12].

Концентрационные зависимости плотности, микротвердости и температуры стеклования двойной системы SrO– B_2O_3 имеют вблизи состава 34–35 мол. % SrO точку перегиба (для d) и максимумы (для H_V и T_g), которые могут быть обусловлены влиянием/формированием группировки, отвечающей по своей стехиометрии метастабильному соединению $4SrO \cdot 7B_2O_3$ [13]. Можно предположить, что в тройной системе различное поведение концентрационных зависимостей d , H_V и T_g для стекол разреза 35 мол. % SrO в области с большим содержанием B_2O_3 в отличие от стекол разрезов 50–40 мол. % SrO обусловлено влиянием/формированием группировки $4SrO \cdot 7B_2O_3$.

В средней области составов структура стекла, вероятно, будет определяться суммарным вкладом как боратных, так и силикатных структурно-химических группировок, а также группировкой, отвечающей по стехиометрии конгруэнтно плавящемуся тройному соединению $3SrO \cdot B_2O_3 \cdot SiO_2$ [14]. Максимумы на концентрационных зависимостях структурно-чувствительных свойств (H_V , α_l и $\Delta\alpha$) могут быть обусловлены

образованием совместной боросиликатной сетки на основе группировок, вносимых соединением $3\text{SrO} \cdot \text{B}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$.

Данные рассуждения и предположения находят обоснование в выводах Д.И. Менделеева о наличии “особых точек” на концентрационных зависимостях свойств растворов и их связи с образованием в растворах определенных соединений. Он пишет: “Во-первых, я заметил “особые точки”, выделяющиеся при изучении других свойств, как в изменении расширения, так и в изменении плотностей, и они оказались столь близкими к определенным соединениям, что невольно требовалась гипотеза, столь часто, однако, отвергавшаяся, — о совпадении их с определенными соединениями между водою и растворенным телом. Во-вторых, расследуя производные ds/dp или приращения удельного веса (s) при возрастании процентного содержания (p) растворенного тела, мне бросилось в глаза изломанность кривых, эти производные выражающих, и я опять невольно прибегаю к гипотезе о том, что места перелома совпадают с определенными соединениями между водою и растворенным телом” [15].

Стоит отметить, что максимум на концентрационной зависимости микротвердости (H_V) и ТКЛР выше интервала стеклования (α_1) и $\Delta\alpha$ наблюдается в области, близкой к эвтектическому составу в псевдобинарной системе $\text{SrO} \cdot \text{B}_2\text{O}_3\text{—SrO} \cdot \text{SiO}_2$ [4].

Согласно традиционным представлениям, тепловое расширение стекол (при температурах ниже интервала стеклования) обусловлено увеличением средних расстояний между атомами без изменения структуры стекла. В интервале стеклования и выше к этому расширению добавляется изменение размеров за счет структурных изменений (например, температурных флуктуаций плотности, изменения координации по кислороду, образования и диссоциации структурных группировок), что приводит ко все менее и менее плотному расположению частиц, и как следствие к возрастанию коэффициента линейного или объемного расширения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые исследовали плотность, микротвердость, термическое расширение и температура стеклования в разрезе $50\text{SrO} \cdot 50\text{B}_2\text{O}_3\text{—}50\text{SrO} \cdot 50\text{SiO}_2$ (мол. %). Проведено сопоставление с данными о стеклах в системе $\text{SrO—B}_2\text{O}_3\text{—SiO}_2$, выполнено их сопоставление в широкой области составов. Показано, что температура стеклования уменьшаются при увеличении содержания оксида стронция и по мере замены SiO_2 на B_2O_3 . Микротвердость и коэффициент термического расширения выше интервала стеклования достигают максимальных значений в области составов, близких к эвтектическому в псевдобинарной системе $\text{SrO} \cdot \text{B}_2\text{O}_3\text{—SrO} \cdot \text{SiO}_2$. Показано, что величина молярного объема возрастает с увеличением концентрации B_2O_3 и не зависит от содержания SrO .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Столяр С.В., Тюрни́на Н.Г., Тюрни́на З.Г., Дорони́на Л.А. Вязкость расплавов стекол системы $\text{SrO—B}_2\text{O}_3\text{—SiO}_2$ // Физ. и хим. стекла. 2008. Т. 34. № 4. С. 662–665.
2. Столяр С.В., Тюрни́на Н.Г. Тепловое расширение стекол системы $\text{SrO—B}_2\text{O}_3\text{—SiO}_2$ // Физ. и хим. стекла. 2009. Т. 35. № 2. С. 190–194.
3. Тюрни́на Н.Г., Тюрни́на З.Г., Свири́дов С.И. Плотность и микротвердость стекол в системе $\text{SrO—B}_2\text{O}_3\text{—SiO}_2$ // Физ. и хим. стекла. 2009. Т. 35. № 2. С. 195–201.
4. Тюрни́на Н.Г., Белоусова О.Л., Доманский А.И., Дорони́на Л.А., Уголко́в В.Л. Область стеклообразования и порядок образования кристаллических фаз в системе $\text{SrO—B}_2\text{O}_3\text{—SiO}_2$ // Физ. и хим. стекла. 2010. Т. 36. № 3. С. 363–375.
5. Shelby J.E. Effect of morphology on the properties of alkaline earth silicate glasses // J. Appl. Phys. 1979. V. 50. № 12. P. 8010–8015.
6. Lower N.P., McRae J.L., Feller H.A., Betzen A.R., Kapoor S., Affatigato M., Feller S.A. Physical properties of alkaline–earth and alkali borate glasses prepared over extended range of compositions // J. Non-Cryst. Sol. 2001. V. 293–295. P. 669–675.

7. *Klyuev V.P., Pevzner B.Z., Polyakova I.G.* Influence of the cation nature on some dilatometric glass properties in the systems $\text{RO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3$ ($\text{R} = \text{Mg}, \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}$) // *Phys. Chem. Glasses: Eur. J. Glass. Sci. Technol. B.* 2006. V. 47. № 4. P. 524–529.
8. *Тюрнина Н.Г., Москвичев А.А., Тюрнина З.Г., Полякова И.Г.* Изучение термической устойчивости новых силикатов стронция $\text{SrO} \cdot 2\text{SiO}_2$ и $2\text{SrO} \cdot 3\text{SiO}_2$. Труды International Conference on Thermal Analysis and Calorimetry in Russia (RTAC-2016). 16–23 September, 2016 Saint-Petersburg, Russia. V. I. P. 446–450.
9. *Vedishcheva N.M., Shakhmatkin B.A., Wright A.C.* The structure of sodium borosilicate glasses: thermodynamic modelling vs. experiment // *J. Non-Cryst. Sol.* 2004. V. 345–346. P. 39–44.
10. *Park M.J., Bray P.J.* B^{11} NMR studies of strontium borate glasses and compounds // *Phys. Chem. Glasses.* 1972. V. 13. № 2. С. 50–62.
11. *Frantz J.D., Mysen B.O.* Raman spectra and structure of $\text{BaO}-\text{SiO}_2$, $\text{SrO}-\text{SiO}_2$ and $\text{CaO}-\text{SiO}_2$ melts to 1600°C // *Chem. Geol.* 1995. V. 121. P. 155–176.
12. *Vedishcheva N.M., Shakhmatkin B.A., Wright A.C.* Thermodynamic modelling of the structure of glasses and melts: single-component, binary and ternary systems // *J. Non-Cryst. Solids.* 2001. V. 293–295. P. 312–317.
13. *Полякова И.Г., Литовчик Е.О.* Кристаллизация стекол системы $\text{SrO}-\text{B}_2\text{O}_3$ // *Физ. и хим. стекла.* 2008. Т. 34. № 4. С. 488–502.
14. *Baylor R., Jr., Brown J.J., Jr.* Subsolvus phase equilibria in the system $\text{SrO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ // *J. Amer. Ceram. Soc.* 1976. V. 59. № 1–2. P. 21–23.
15. *Менделеев Д.И.* Растворы. Редакция и статья профессора К.П. Мищенко, примечания А.А. Равделя. Издательство Академии наук СССР. 1959 г. Ленинград. 1163 с. (С. 387).