

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В СЕЧЕНИИ $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6\text{--Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ СИСТЕМЫ $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ © 2022 г. О. Л. Белоусова¹*, Е. С. Деркачева¹¹Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН,
наб. Макарова, 2, Санкт-Петербург, 199034 Россия

*e-mail: olgabelousova80@gmail.com

Поступила в редакцию 10.01.2022 г.

После доработки 03.02.2022 г.

Принята к публикации 07.02.2022 г.

Методом твердофазного синтеза и кристаллизацией расплавов получены образцы 8 составов в сечении $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6\text{--Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ системы $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$. Методом рентгенофазового анализа изучены процессы фазообразования в интервале температур 1000–1350°C. Определена температура начала образования твердых растворов на основе $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ в рассматриваемом сечении. Обнаружено существование неизвестной фазы в концентрационной области $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6\text{--SrSiO}_4\text{--Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5$.

Ключевые слова: система $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$, фазообразование, рентгенофазовый анализ, Sr боросиликаты, $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6$, $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$, $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5$

DOI: 10.31857/S0132665122040047

Материалы на основе соединений систем $\text{MeO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ ($\text{Me} = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}$) находят широкое применение в разных областях промышленности: силикаты кальция успешно используют в технологиях огнеупорных и вяжущих материалов [1, 2], бораты щелочно-земельных металлов (в частности бария) являются перспективными для создания нелинейно-оптических материалов [3–5], стронциевоборосиликатные стекла применяют в электронике, медицине, оптике [6], бораты, силикаты и боросиликаты Ca, Sr, Ba используют для создания люминофоров [7–9] и т.п. $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$, содержащий ионы Eu^{3+} , может служить эффективным красным люминофором для белых светодиодов [10].

Поиск новых функциональных материалов базируется на знаниях о процессах фазообразования, протекающих при их синтезе, и фазовых равновесиях. В материаловедении диаграммы состояния позволяют выбирать оптимальный состав, условия синтеза, прогнозировать свойства. Исследования в системе $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ в основном опираются на предложенную в работе [11] схему возможных субсолидных фазовых равновесий (рис. 1). Известны публикации, относящиеся к стеклообразующей части системы [11–15]. В работе [16], посвященной разработке базы термодинамических данных для систем, содержащих щелочноземельные оксиды, представлены расчетные фазовые равновесия в системе $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ при 400°C. При этой температуре не наблюдается появления жидкой фазы, что коррелирует с данными [11]. Было установлено, что фазовые равновесия остаются неизменными в широком интервале температур при условии исключения из расчетов жидкой фазы, появляющейся при высоких температурах. Экспериментальные исследования жидкой фазы в равновесии с фазами SrSiO_3 и SiO_2 при 1150, 1050 и 1000°C позволили авторам [16] построить политермиче-

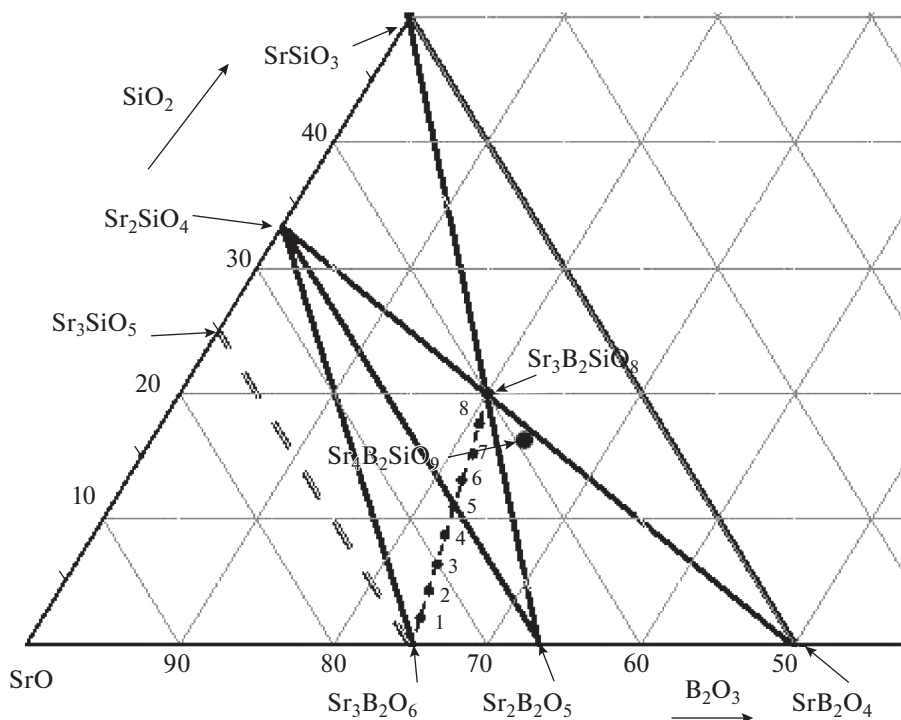


Рис. 1. Возможные субсолидусные фазовые отношения в системе SrO–B₂O₃–SiO₂ в области с содержанием SrO ≥ 50 мол. % по данным [11] и исследуемое в настоящей работе сечение.

скую проекцию в системе и рассчитать температуру тройной эвтектики состава Sr-SiO₃, SB₂O₄ и SiO₂ (991°C) [16].

Определение кристаллической структуры стабильного тройного соединения Sr₃B₂SiO₈ и особенности его формирования позволили нам ранее получить широкий ряд твердых растворов в псевдобинарном разрезе Sr₂B₂O₅–Sr₃B₂SiO₈ [17, 18].

Монокристаллы Sr₃B₂SiO₈ были получены твердофазной реакцией стехиометрической смеси при 1200°C. Кристаллическая структура соединения решена прямыми методами и уточнена до R1 = 0.064 (wR = 0.133). Сингония орторомбическая, *Pnma*, $a = 12.361(4)$, $b = 3.927(1)$, $c = 5.419(1)$ Å, $V = 263.05(11)$ Å³. Структура содержит зигзагообразные псевдоцепочки, идущие вдоль оси *b* и построенные из полиэдров (Si,B)–O с общими углами. Бор и кремний распределены статистически, атомы Sr располагаются между цепочками. Sr₃B₂SiO₈ не стабилен ниже 900°C. Твердые растворы Sr_{3–x}B₂Si_{1–x}O_{8–3x} образуются при $x = 0–0.9$. Термическое поведение Sr₃B₂SiO₈ исследовано методом порошковой высокотемпературной рентгеновской дифракции в интервале температур 20–900°C. Наблюдается анизотропный характер теплового расширения. Максимальное тепловое расширение структуры вдоль направления цепи [010] обусловлено частичным выпрямлением зигзага цепи.

Цель настоящей работы – синтез боросиликатов в сечении Sr₃B₂O₆–Sr₃B₂SiO₈ различными методами и исследование протекающих при этом процессов фазообразования в интервале температур 1000–1350°C методом рентгенофазового анализа.

Таблица 1. Исходные составы, условия синтеза и результаты РФА образцов сечения Sr₃B₂SiO₈–Sr₃B₂O₆

№ состава	Содержание SrO/B ₂ O ₃ /SiO ₂ , мол. %	Условия синтеза			
		1000°С, 24, 124, 227 ч	1100°С, 72ч	1200°С, 6ч	кристаллизация расплава
1	73.25/24.6/2.15	Sr ₃ B ₂ O ₆ , Sr ₂ B ₂ O ₅ , Sr ₂ SiO ₄	Sr ₃ B ₂ O ₆ , Sr ₂ B ₂ O ₅ , β-Sr ₂ SiO ₄	Sr ₃ B ₂ O ₆ , Sr ₂ B ₂ O ₅ (следы)	Sr ₃ B ₂ O ₆ , Sr ₂ B ₂ O ₅ (следы)
2	71.65/24.05/4.3	Sr ₃ B ₂ O ₆ , Sr ₂ B ₂ O ₅ , Sr ₂ SiO ₄ , SrSiO ₃	Sr ₃ B ₂ SiO ₈ тв. п-п, Sr ₃ B ₂ O ₆ , α', β-Sr ₂ SiO ₄ , неизвестная фаза	Sr ₃ B ₂ SiO ₈ тв. п-п, Sr ₃ B ₂ O ₆ (следы), β-Sr ₂ SiO ₄ , неизвестная фаза	Sr ₃ B ₂ SiO ₈ тв. п-п, α'-Sr ₂ SiO ₄ , неизвестная фаза
3	70.00/23.55/6.45				Sr ₃ B ₂ SiO ₈ тв. п-п, α', β-Sr ₂ SiO ₄ , неизвестная фаза
4	68.38/22.9/8.72		–		
5	66.67/22.33/11		Sr ₃ B ₂ SiO ₈ тв. п-п, α', β-Sr ₂ SiO ₄ , неизвестная фаза		
6	65.10/21.8/13.1		Sr ₃ B ₂ SiO ₈ тв. п-п, α', β-Sr ₂ SiO ₄	Sr ₃ B ₂ SiO ₈ тв. п-п, β-Sr ₂ SiO ₄	–
7	63.3/21.5/15.2				Sr ₃ B ₂ SiO ₈ тв. п-п, α', β-Sr ₂ SiO ₄
8	61.7/20.7/17.6		Sr ₃ B ₂ SiO ₈ тв. п-п, Sr ₂ SiO ₄ , SrSiO ₃	–	–

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для исследования были получены образцы 8 составов (рис. 1, табл. 1) в сечении Sr₃B₂O₆–Sr₃B₂SiO₈ твердофазным методом синтеза и кристаллизацией из расплава. Исходными реагентами служили SrCO₃ (“ос. ч.”), H₃BO₃ (“х. ч.”) и SiO₂ (“ос. ч.”). Смеси, содержащие оксиды в заданных соотношениях, гомогенизировали измельчением в шаровой мельнице ЛШМ-750 в яшмовом барабане в течение 6 ч. После предварительного обжига при 800°С и повторного измельчения из полученных порошков были спрессованы образцы в виде таблеток, которые далее подвергали многоступенчатому обжигу, на воздухе в платиновых тиглях, в интервале температур 900–1200°С. Время термообработки составляло от 6 до 227 ч. Образцы пяти из исследуемых составов, отожженные при 1000°С, были измельчены и их порошки были расплавлены в платиновых тиглях в печи с карбид-кремниевыми нагревателями при температурах 1300–1350°С с последующей кристаллизацией расплавов на воздухе на платиновой подложке. Скорость охлаждения составляла в среднем 5°С/мин.

Определение фазового состава полученных образцов на всех этапах термообработки проводили методом порошкового рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометрах Rigaku, ДРОН-3, CuK_α-излучение, режим работы рентгеновской трубки 30 кВ, 10 мА, геометрия съемки на отражение, позиционно-чувствительный детектор. Интервал углов 2θ = 5°–75°; шаг 0.01°–0.03°; экспозиция в точке 1–5 секунд. Обработку дифрактограмм и расчет параметров элементарной ячейки проводили преимущественно в программном комплексе PDWIN (НПО Буревестник). Фазовый состав образцов определяли с помощью международной базы порошковых рентгендифракционных данных ICDD (PDF-2).

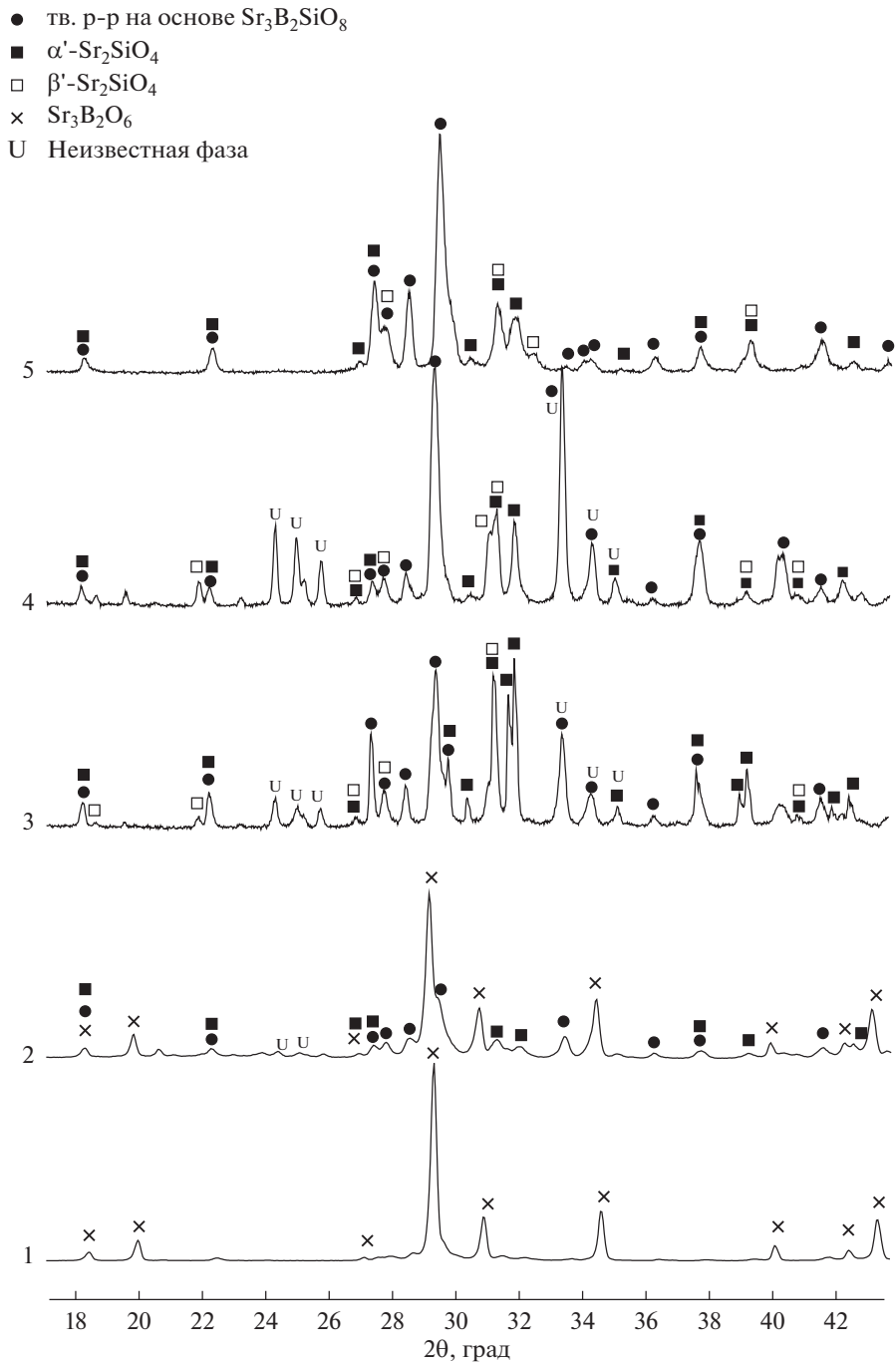


Рис. 2. Результаты РФА закристаллизованных расплавов образцов сечения $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ – $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6$: 1 – 73.25SrO/2.15SiO₂, 2 – 71.65SrO/4.3SiO₂, 3 – 70SrO/6.45SiO₂, 4 – 66.67SrO/11SiO₂ (состав 5), 5 – 63.3SrO/15.2SiO₂ (состав 7).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Термообработку образцов для достижения возможных фазовых равновесий проводили, учитывая скорость протекания реакций в исследуемой части системы [19], в интервале температур 900–1200°C при длительных изотермических выдержках (24–227 ч). Составы образцов, условия термообработки и результаты фазового анализа представлены в табл. 1.

Изменение содержания оксидов в исследуемых составах происходит неравномерно, количество B_2O_3 изменяется вдоль исследуемого сечения в пределах 3.9 мол. %, а количество SiO_2 – 15.45 мол. %.

При синтезе из смесей исходных реактивов очередность появления боратов определяется их термодинамическими характеристиками и первым, активно образующимся даже в присутствии SiO_2 боратом, является $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6$. Порядок образования силикатов стронция, изученный в работе [20], когда при синтезе из карбоната стронция и аморфного SiO_2 в системе SrO--SiO_2 первой, образующейся при ~900°C, фазой всегда является ортосиликат Sr_2SiO_4 , сохраняется и для системы $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$, что подтверждается данными рентгенофазового анализа, представленными в табл. 1.

При 900°C во всех составах обнаруживается только смесь боратов стронция и Sr_2SiO_4 . Обжиг образцов при 1000°C последовательно проводили в течение 24, 124 и 227 ч. При этом уже при выдержке 24 ч в образцах составов 1–7 присутствуют $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6$, $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5$ и Sr_2SiO_4 , увеличение длительности термообработки до 227 ч не приводит к изменению дифракционной картины. При достижении в составах содержания $\text{SiO}_2 \geq 6.45$ мол. % (состав 3) наряду с ортосиликатом начинается образование SrSiO_3 , его количество увеличивается вплоть до состава 7 с содержанием 15.2 мол. % SiO_2 .

Исследуемое сечение проходит через 2 концентрационные области: $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5\text{--Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6\text{--Sr}_2\text{SiO}_4$ и $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5\text{--Sr}_2\text{SiO}_4\text{--Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$. Состав 5 с содержанием (мол. %) 66.67 $\text{SrO}/22.33 \text{B}_2\text{O}_3/11 \text{SiO}_2$ расположен на пересечении с линией разреза $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5\text{--Sr}_2\text{SiO}_4$. Хотелось бы отметить, что по результатам РФА в образцах данного состава после термообработки при 1000°C вне зависимости от времени выдержки, присутствуют фазы, характерных для обеих концентрационных областей: $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6$, $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5$, Sr_2SiO_4 , SrSiO_3 .

В [17] рассмотрено подобие кристаллических структур $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5$ и $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$. Структура $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5$ образована изолированными диборатными группами B_2O_5 , кристаллизуется в моноклинной пространственной группе $P2_1/c$. $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ – новый структурный тип, ромбическая сингония, пространственная группа $Pnma$. В основе структуры – боросиликатные псевдоцепочки из связанных по вершинам разупорядоченных боросиликатных полиэдров. Параметр элементарной ячейки $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5$ a в два раза больше, чем у $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$, другие параметры близки по значениям.

Для точной идентификации пиков, которые могут быть отнесены как к $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5$, так и к $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$, были рассчитаны параметры элементарной ячейки для обоих вариантов. Для расчетов были использованы не менее 15 рефлексов каждого соединения. Установлено, что образование $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ в виде твердого раствора начинается только в образцах состава 61.7 $\text{SrO}/17.6\text{SiO}_2$ (состав 8), ближайшего к $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$, в отличие от твердых растворов в разрезе $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5\text{--Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ [17, 18].

При повышении температуры синтеза до 1100°C только образец 1 (73.25 $\text{SrO}/2.15\text{SiO}_2$) содержит смесь боратов $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6$ и $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5$, а также незначительное количество $\beta\text{-Sr}_2\text{SiO}_4$. Во всех остальных составах (2–8) диборат отсутствует, начинается образование твердого раствора на основе $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ (табл. 1). В образцах составов 2–5 присутствуют пики неизвестной фазы, которую идентифицировать на настоящий момент не удалось. В образцах составов (6–8) концентрационной области

$\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5\text{—Sr}_2\text{SiO}_4\text{—Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ наблюдается преимущественно твердый раствор на основе $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$, а также ортосиликат стронция. Присутствия в этих составах боратов не отмечено.

Образование тройного соединения $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ протекает через образование твердых растворов. Рассчитанные параметры и объем элементарной ячейки $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ уменьшаются в составах б–д с уменьшением содержания SiO_2 от $a = 12.361(4)$ Å, $b = 3.927(2)$ Å, $c = 5.419(1)$ Å, $V = 263.05(11)$ Å³ для стехиометрического $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ до $a = 12.259(4)$ Å, $b = 3.902(5)$ Å, $c = 5.399(9)$ Å, $V = 258.33(4)$ Å³ (состав б). Далее в составах ж–б отмечается резкий скачок значений параметров элементарной ячейки, рассчитанный для $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$.

Sr_2SiO_4 в образцах составов 2–8 находится в виде обеих известных модификаций – высокотемпературной орторомбической α' - Sr_2SiO_4 и низкотемпературной моноклинной β - Sr_2SiO_4 , с обратимым переходом около 85°C. Так как после термообработки образцы охлаждали вместе с печью, метастабильная при комнатной температуре фаза α' - Sr_2SiO_4 закономерно переходит в стабильную β - Sr_2SiO_4 . Частичная стабилизация высокотемпературной фазы может быть связана с высокотемпературной рекристаллизацией и увеличением размеров зерен [21]. Исчезновение метасиликата SrSiO_3 при повышении температуры термообработки связано, скорее всего, с активным образованием тройного соединения.

При 1200°C во всех исследуемых составах, кроме состава 1, присутствует низкотемпературная модификация β - Sr_2SiO_4 (табл. 1). Следует также отметить, что пики на дифрактограммах, которые относятся к неизвестной фазе, как при 1100°C, так и при 1200°C имеют наибольшую интенсивность у составов с минимальным содержанием SiO_2 (составы 2 и 3), уменьшаясь по мере увеличения количества диоксида кремния в образцах.

В закристаллизованных расплавах обнаружено присутствие как низкотемпературной β - Sr_2SiO_4 , так и высокотемпературной α' - Sr_2SiO_4 модификаций ортосиликата стронция. Вероятно, скорость охлаждения расплава в проведенном эксперименте не является достаточной для полной стабилизации α' - Sr_2SiO_4 . Твердый раствор на основе $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ является преобладающей фазой только в составе 7 (63.3SrO/15.2SiO₂). В составе 5 (66.67SrO/11.6SiO₂), на пересечении с линией разреза $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5\text{—Sr}_2\text{SiO}_4$ интенсивности пиков (100), относящихся как к твердому раствору, так и предполагаемой новой фазе, имеют практически равные значения. При этом с уменьшением содержания SiO_2 в составах интенсивность пиков неизвестной фазы убывает.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что в рассматриваемом сечении в концентрационной области $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5\text{—Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6\text{—Sr}_2\text{SiO}_4$ образование твердых растворов на основе $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ начинается уже при 1000°C, при этом длительные изотермические выдержки не приводят к образованию однофазного продукта. Выше 1000°C, вплоть до кристаллизации расплава, в образцах составов б–д с содержанием $\text{SiO}_2 \geq 13.1$ мол. % наряду с твердыми растворами присутствует ортосиликат стронция. В составах 2–5 концентрационной области $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5\text{—Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6\text{—Sr}_2\text{SiO}_4$ с содержанием SiO_2 от 4.3 до 11 мол. % образование твердых растворов на основе $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ начинается только при 1100°C, одновременно с ними присутствуют обе модификации ортосиликата стронция и $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{O}_6$. Отмечено образование новой фазы, существующей только в данной концентрационной области при температурах 1100–1200°C и кристаллизующейся при охлаждении расплава. Идентифицировать новую фазу на настоящий момент не удалось. Вероятно, обнару-

женное резкое изменение значений параметров элементарной ячейки $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ в этих составах может быть связано с одновременным конкурентным образованием новой фазы, что требует дальнейших исследований.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Уфимцев В.М. Трансформация силикатов в термоактивированном зольном клинкере // Сушие строительные смеси. 2016. № 5. С. 30–34.
2. Дятлова Е.М., Сергиевич О.А., Шамкалович В.И., Хотимовская О.А. Получение волластонит-содержащих керамических материалов с использованием природного и синтетического сырья для предпрятий машиностроительной отрасли // Материалы 12 Междунар. научно-техн. конф. "Приборостроение – 2019". Минск, 2019. С. 293–295.
3. Федоров П.П., Кох А.Е., Кононова Н.Г. Борат бария $\beta\text{-BaB}_2\text{O}_4$ – материал для нелинейной оптики // Успехи химии. 2002. Т. 71. № 8. С. 741–763.
4. Симонова Е.А., Кононова Н.Г., Шевченко В.С., Кузнецов А.Б., Кох А.Е. Пат. RU 2705341 С1 // Бюл. № 31. 06.11.2019.
5. Белоконев Е.Л., Стефанович С.Ю., Димитрова О.В. Строение и нелинейно-оптические свойства семейства нонаборатов свинца и бария с цеолитным каркасом // Кристаллография. 2009. Т. 54. № 5. С. 860–867.
6. Левицкий И.А., Дяденко М.В., Папко Л.Ф. Получение оптических стекол на основе системы $\text{BaO--La}_2\text{O}_3\text{--B}_2\text{O}_3\text{--TiO}_2\text{--SiO}_2$ // Стекло и керамика. 2011. № 10. С. 3–6.
7. Wang R., Xu J., Chen Ch. Luminescent characteristics of $\text{Sr}_2\text{B}_2\text{O}_5$: Tb^{3+} , Li^+ green phosphor // Mat. Letters. 2012. V. 68. P. 307–309.
8. Wang L., Wang Yu. Luminescent properties of Eu^{3+} -activated $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$: A red-emitting phosphor for white light-emitting diodes // J. of Luminescence. 2011. V. 131. P. 1479–1481.
9. Nag A., Kutty T.R.N. The light induced valence change of europium in Sr_2SiO_4 :Eu involving transient crystal structure // J. Mater. Chem. 2004. V. 14. P. 1598–1604.
10. Fletcher J.G., Glasser F.P. Phase relations in the system $\text{CaO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ // J. of Mat. Science. 1993. V. 28. P. 2677–2686.
11. Baylor R., Jr., Brown J.J., Jr. Subsolidus Phase Equilibria in the System $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ // J. Am. Ceram. Soc. 1976. V. 59. № 1–2. P. 21–23.
12. Касьмова С.С., Милоков Е.М., Петрова Г.Т. Стронций в стекле. Л.: Стройиздат, 1978. 210 с.
13. Žagar L., Lüneberg H. Untersuchungen von glasigen systemen mit SrO als maupbestandteil // Glastechn. Ber. 1971. Bd 44. № 9. S. 345–353.
14. Голубков В.В., Торнина Н.Г., Торнина З.Г., Столярова В.Л. О флуктуационной структуре однофазных стекол системы $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ // Физ. и хим. стекла. 2009. Т. 35. № 5. С. 601.
15. Полякова И.Г., Торнина Н.Г. Кристаллизация новых силикатов стронция в области стеклообразования системы $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ // Физ. и хим. стекла. 2012. Т. 38. № S6. С. 841–845.
16. Shukla Adarsh. Development of a critically evaluated thermodynamic database for the systems containing alkaline-earth oxides // Du diplôme de philosophie doctor (génie métallurgique). 2012. 321 p.
17. Krzhizhanovskaya M.G., Bubnova R.S., Krivovichev S.V., Belousova O.L., Filatov S.K. Synthesis, crystal structure and thermal behavior of $\text{Sr}_3\text{B}_2\text{SiO}_8$ borosilicate // J. Solid St. Chem. 2010. V. 183. P. 2352–2357.
18. Белоусова О.Л., Кржижановская М.Г., Бубнова Р.С., Уголков В.Л. Твердые растворы ряда $\text{Sr}_{3-x}\text{B}_2\text{Si}_{1-x}\text{O}_{8-3x}$ в тройной системе $\text{SrO--B}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ // Физ. и хим. стекла. 2012. Т. 38. № 6. С. 910–915.
19. Lu Chung-Hsin, Wu Po-Chi. Reaction mechanism and kinetic analysis of the formation of Sr_2SiO_4 via solid-state reaction // J. of Alloys and Compounds. 2008. V. 466. P. 457–462.
20. Глушкова В.Б., Келер Э.К. Изучение условий образования силикатов стронция // Журнал прикладной химии. 1957. № 4. С. 517–523.
21. Nag A., Kutty T.R.N. The light induced valence change of europium in Sr_2SiO_4 : Eu involving transient crystal structure // J. of Mater. Chem. 2004. V. 14. № 10. P. 1598–1604.