

УДК 661.183.4-911.48

Ю.Е. Лебедева¹, Н.Е. Щеголева¹, В.А. Воронов¹, В.С. Ковалева¹, А.С. Чайникова¹**ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРУЮЩЕЙ ДОБАВКИ ОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$, ПОЛУЧЕННЫХ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ МЕТОДОМ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-67-78

Исследовано влияние модифицирующей добавки ZrO_2 на реологические свойства, процессы структуро- и фазообразования составов системы $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$, полученных золь-гель методом. Установлено, что температурный интервал кристаллизации составов системы $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$ с добавкой ZrO_2 составляет 1020–1270 °С, а с возрастанием концентрации оксида циркония уменьшается количество основной кристаллической фазы пиросиликата иттрия ($\beta-Y_2Si_2O_7$) и увеличивается концентрация цирконийсодержащей фазы – тетрагональной модификации оксида циркония и силиката циркония $ZrSiO_4$.

Ключевые слова: иттрийалюмосиликатная система, оксид циркония, керамические материалы, покрытия, спекание, золь-гель метод.

Yu.E. Lebedeva¹, N.E. Shchegoleva¹, V.A. Voronov¹, V.S. Kovaleva¹, A.S. Chainikova¹**EFFECT OF MODIFYING ZIRCONIUM OXIDE ADDITIVE ON THE PROPERTIES OF CERAMIC MATERIALS OF THE $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$ SYSTEM OBTAINED BY THE SOL-GEL METHOD**

The effect of the modifying additive ZrO_2 on the rheological properties, the processes of structure and phase formation of the compositions of the $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$ system obtained by the sol-gel method has been investigated. It was found that the temperature range of crystallization of the compositions of the $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$ system with the addition of ZrO_2 is 1020–1270 °C and with an increase in the concentration of zirconium oxide, the amount of the main crystalline phase of yttrium pyrosilicate ($\beta-Y_2Si_2O_7$) decreases and the concentration of the zirconium-containing phase – the tetragonal modification of zirconium oxide and zirconium silicate $ZrSiO_4$ -increases.

Keywords: yttrium aluminosilicate system, zirconium oxide, ceramic materials, coatings, sintering, sol-gel method.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Темпы развития современной техники предъявляют повышенные требования к конструкционным материалам. Возрастающие нагрузки, воспринимаемые деталями и конструкциями, изменение характера нагружения и воздействия окружающей среды, а также необходимость обеспечения технологичности исходных веществ и требований экономической эффективности производства инициируют создание новых материалов. Отличительной особенностью композиционных материалов является их малая плотность, высокие прочностные свойства, жаропрочность, коррозионная стойкость, а также возможность формирования из них изделий сложной формы. Предприятия аэрокосмической

промышленности являются одними из основных заказчиков и потребителей таких материалов. Применение композиционных материалов в конструкциях летательных аппаратов позволяет снизить их массу, увеличить массу полезного груза, скорость и дальность полета [1, 2]. Известно, что композиционные материалы на основе карбида кремния устойчивы к высокотемпературному разрушению, частично устойчивы к ускоренному окислению и улетучиванию в присутствии паров воды. Однако окисление и улетучивание могут ограничивать продолжительность эксплуатации этих материалов в среде горения, где высокие температуры являются причиной увеличения давления водяных паров и повышения скорости газовых потоков. Под воздействием этих факторов происходит ускорение процессов окисления [3].

Возможными способами решения этой проблемы являются, с одной стороны, создание новых керамоматричных материалов на основе тугоплавких оксидных матриц, а с другой – разработка высокотемпературных защитных покрытий [4–6]. Такие материалы должны отвечать определенным требованиям, основные из которых: высокая температура плавления, стойкость к воздействию паров воды, низкие значения теплопроводности и температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР), близкие к значениям ТКЛР для карбида кремния. Перспективными для защиты композитов, как в качестве матриц, так и в качестве защитных покрытий, являются стеклокерамические материалы на основе системы $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$, поскольку основные кристаллические фазы в ней – оксиортосиликат Y_2SiO_5 и пиросиликат $Y_2Si_2O_7$ иттрия, которые обладают высокими эксплуатационными характеристиками:

Кристаллическая фаза	Температура плавления, °С	ТКЛР, K^{-1}
Y_2SiO_5	1980	$(22-38) \cdot 10^{-7}$
$Y_2Si_2O_7$	1775	$(50-77) \cdot 10^{-7}$

По некоторым данным значения ТКЛР для силиката иттрия могут меняться от $22 \cdot 10^{-7}$ до $77 \cdot 10^{-7} K^{-1}$ в зависимости от полиморфной модификации и соотношения фаз $Y_2SiO_5:Y_2Si_2O_7$. Высокотемпературная фаза (X2-фаза) силиката иттрия Y_2SiO_5 обладает рядом преимуществ – например, хорошим сопротивлением эрозии и пониженной кислородной проницаемостью при высоких температурах [7–23]. Диоксид циркония ZrO_2 – химически устойчивое тугоплавкое соединение, температура плавления которого составляет 2688 °С. Диоксид циркония характеризуется самой низкой теплопроводностью среди всех известных оксидов и широко используется при нанесении плазменных покрытий на теплонагруженные детали. Введение данной тугоплавкой модифицирующей добавки может существенно улучшить свойства керамических материалов системы $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$.

Цель данной работы – исследование влияния модифицирующей добавки ZrO_2 на свойства, процессы структуро- и фазообразования керамических материалов системы $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$, полученных с применением золь-гель метода.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 14.1. «Конструкционные керамические композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [24].

Материалы и методы

Для приготовления растворов выбраны три состава системы $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$ – с содержанием Y_2O_3 : 8,6; 12,6 и 29,9 % (мольн.), с содержанием Al_2O_3 : 11,3, 15,6 и 16 % (мольн.). Добавку оксида циркония вводили в количестве от 5 до 35 % (мольн.).

В качестве исходных компонентов для приготовления растворов выбраны оксид иттрия (Y_2O_3), изобутилат алюминия ($Al(i-OC_4H_9)_3$) и тетраэтоксисилан (ТЭОС) – $Si(OC_2H_5)_4$. Модифицирующую добавку вводили через цирконил азотнокислый $ZrO(NO_3)_2 \cdot 2H_2O$. В качестве растворителя использовали этиловый абсолютный спирт. Катализ гелеобразования осуществляли азотной кислотой.

Для исследований выбраны составы с содержанием оксида циркония от 5 до 35 % (мольн.) (табл. 1).

Таблица 1

Составы системы $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$ с ZrO_2 , выбранные для исследования

Серия	Состав	Содержание оксида, % (мольн.)		
		Y_2O_3	Al_2O_3	ZrO_2^*
1	1-0	29,9	16	0
	1-5			5
	1-10			10
	1-15			15
	1-20			20
	1-25			25
	1-30			30
	1-35			35
2	2-0	8,6	15,6	0
	2-5			5
	2-10			10
	2-15			15
	2-20			20
	2-25			25
	2-30			30
	2-35			35
3	3-0	12,6	11,3	0
	3-5			5
	3-10			10
	3-15			15
	3-20			20
	3-25			25
	3-30			30
	3-35			35

*Вводился в составы сверх 100 % (мольн.).

Растворы системы $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$ готовили при последовательном смешивании компонентов по схеме: к оксиду иттрия добавляли концентрированную азотную кислоту до полного растворения в магнитной мешалке при температуре 80 °С, охлаждали раствор до комнатной температуры, а затем добавляли компоненты в следующей последовательности – дистиллированная вода, этиловый спирт, изобутилат алюминия, ТЭОС, цирконил азотнокислый. Перемешивание растворов проводили в магнитной мешалке в течение 15–20 мин.

Приготовленные гели подвергали сушке при температуре 20–70 °С в сушильном шкафу, кальцинацию высушенных гелей проводили в муфельной печи при температуре 800 °С, кристаллизацию кальцинированных гелей – в печи с силитовыми нагревателями при температуре 1300 °С. Закристаллизованный порошок был измельчен и отпрессован на гидравлическом прессе под давлением 100 МПа в виде образцов с размером сечения 40×6 мм. В качестве связки использовали поливиниловый спирт. После

прессования образцы высыхали в течение суток, затем были термообработаны при температурах 1300, 1400 и 1450 °С.

Исследование реологических характеристик растворов проводили методом капиллярной вискозиметрии с помощью вискозиметра ВПЖ-1. Для изучения поведения гелей при нагревании и оценки кристаллизационных свойств проводили дифференциально-термический анализ (ДТА) на дериватографе Q-1500 системы Paulic–Paulic–Erdey. Фазовый состав определяли методом рентгенофазового анализа (РФА) на приборе Дрон-3М, в котором в качестве источника электронного пучка использовали вольфрамовую нить (катод), в качестве мишени – медный анод. Значения ТКЛР спеченных образцов определяли на кварцевом dilatометре ДКВ-4, плотность, пористость и водопоглощение – методом гидростатического взвешивания, предел прочности при трехточечном изгибе – на разрывной машине FM-500.

Результаты и обсуждение

На стадии приготовления растворов установлено время гелеобразования составов серий 1 и 2. Для составов серии 3 время гелеобразования не фиксировали, поскольку зависимости для этих составов такие же, как и для предыдущих составов, образование гелей происходит в течение 1 сут.

Получены зависимости времени гелеобразования от процентного содержания оксида циркония (рис. 1).

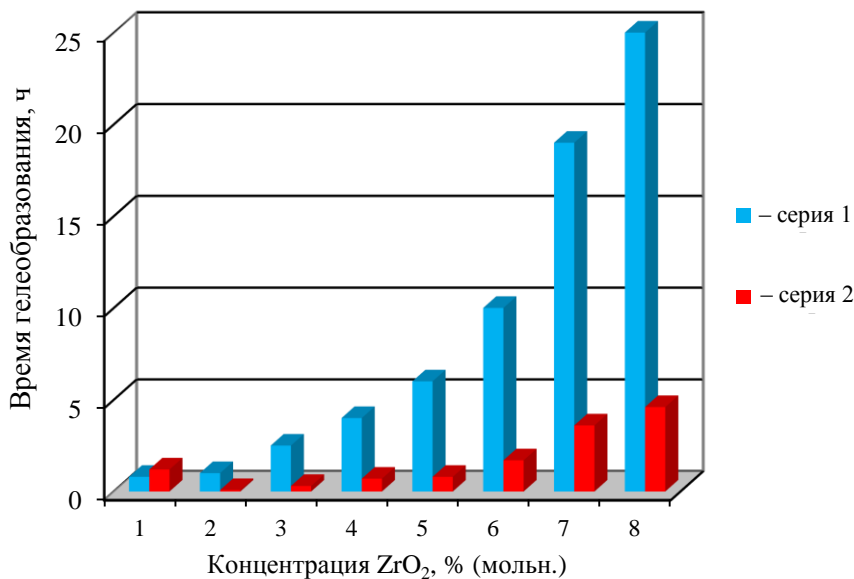


Рис. 1. Зависимость времени гелеобразования от содержания оксида циркония

С возрастанием содержания ZrO₂ увеличивается время гелеобразования зольей.

Результаты ДТА показали, что с увеличением содержания добавки оксида циркония интенсивность пиков кристаллизации возрастает. При больших концентрациях ZrO₂ наблюдается появление второго экзопика, при этом температура первого экзоэффекта несколько снижается (рис. 2, а).

Для серии 2 составов аналогично с серией 1 происходит возрастание интенсивности экзоэффекта с увеличением концентрации добавки (рис. 2, б). Однако в данной серии образования второго пика не наблюдается даже при максимальной концентрации ZrO₂. Для серии 3 составов также характерно наличие одного экзоэффекта (рис. 2, в).

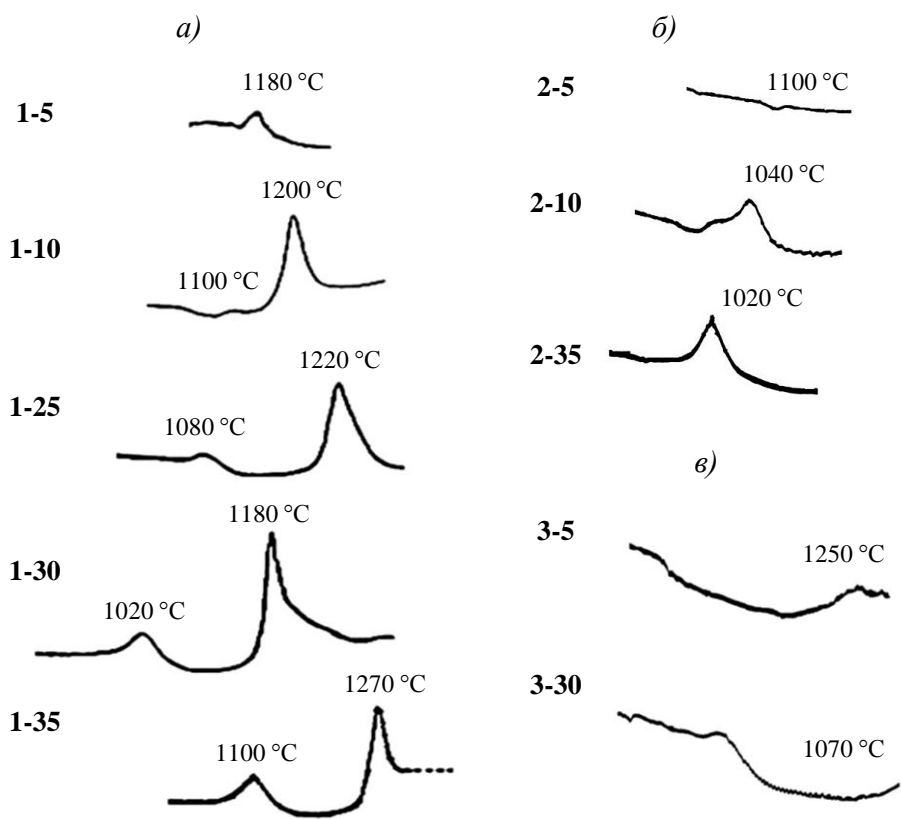


Рис. 2. Термограммы образцов серий 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

Образование кристаллических фаз в получаемых составах начинается при температурах >1000 °С, и интенсивность этого процесса возрастает с увеличением содержания добавки оксида циркония.

Для определения характера кристаллизации проведен РФА кальцинированных гелей и порошков, обработанных при температуре 1300 °С. Анализ рентгенограмм гелей серии 1 после термообработки показал, что во всех образцах присутствует основная фаза пирросиликата иттрия $\beta\text{-Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, а также – фаза диоксида циркония тетрагональной модификации ZrO_2 .

В составе с небольшой концентрацией модифицирующей добавки содержание фазы оксида циркония незначительно. По мере увеличения концентрации ZrO_2 количество основной фазы $\beta\text{-Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ уменьшается, а количество фазы ZrO_2 увеличивается (рис. 3, а).

В составах 1-0, 1-5 и 1-10 кристаллизуется только одна фаза – пирросиликата иттрия $\beta\text{-Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, в составах 1-15, 1-20, 1-25, 1-30 и 1-35 образуются две фазы – пирросиликат иттрия $\beta\text{-Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ и оксид циркония тетрагональной модификации ZrO_2 , причем в образцах 1-15, 1-20 и 1-25 основной фазой является пирросиликат иттрия, а в составах 1-30 и 1-35 – тетрагональный оксид циркония.

Рентгенофазовый анализ образцов серии 2 показал, что наряду с пирросиликатом иттрия происходит кристаллизация таких фаз, как α -кristобалит SiO_2 и силикат циркония ZrSiO_4 .

В составе 2-0 кристаллизуются две фазы: кристобалит SiO_2 и пирросиликат иттрия $\beta\text{-Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$. В составах 2-5, 2-10, 2-15, 2-20, 2-25, 2-30 и 2-35 выделяются кристобалит SiO_2 , пирросиликат иттрия $\beta\text{-Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ и циркон ZrSiO_4 . В образцах 2-5, 2-10 и 2-15 преобладающей фазой является кристобалит, а в составах 2-20, 2-25, 2-30 и 2-35 – фаза циркона (рис. 3, б).

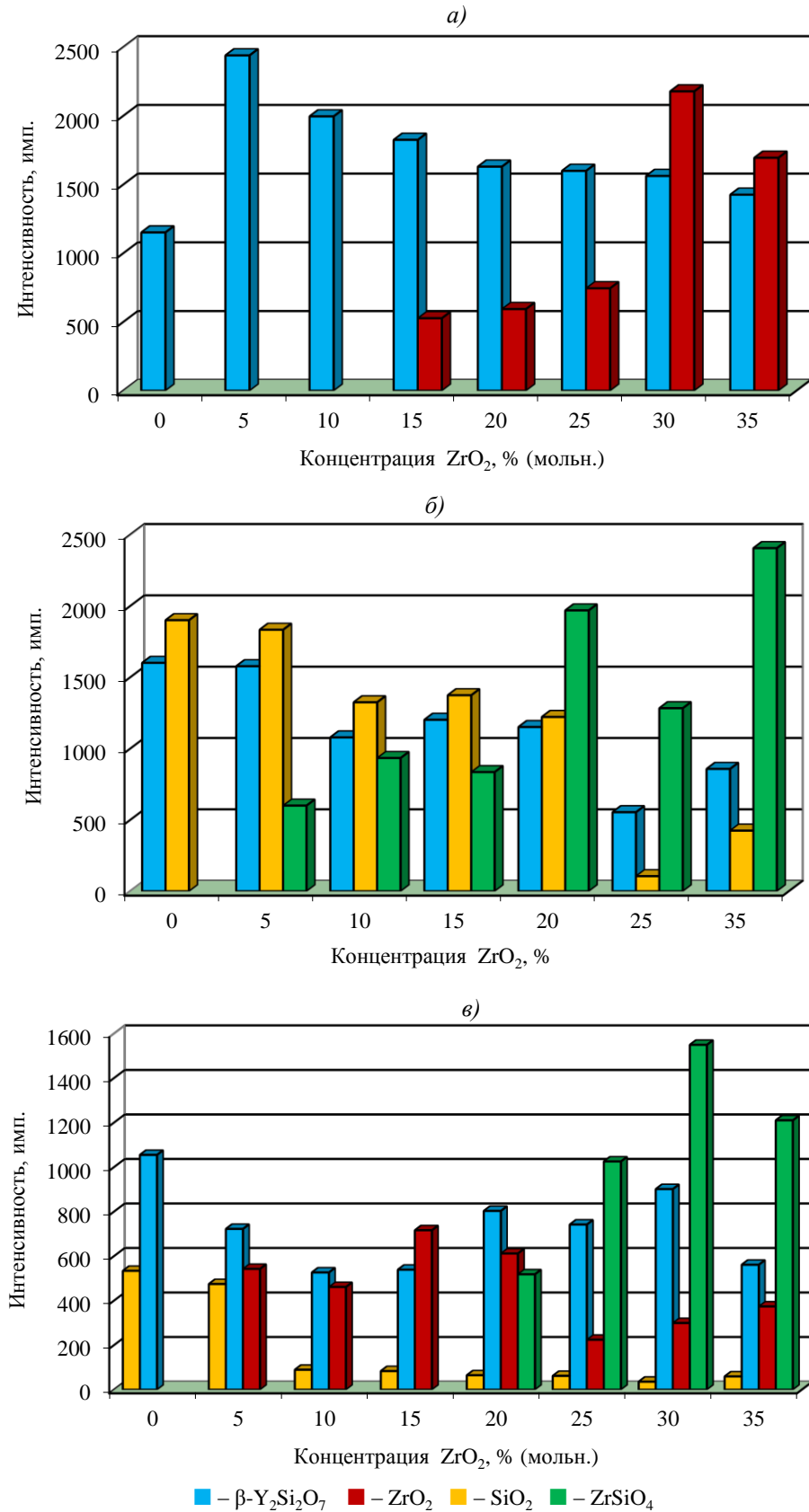


Рис. 3. Зависимость интенсивностей пиков кристаллических фаз от содержания ZrO₂ для составов серий 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

Согласно РФА, в образцах серии 3 кристаллизуется больше фаз, чем в сериях 1 и 2.

В составе 3-0 кристаллизуются две фазы – β - $Y_2Si_2O_7$ и SiO_2 . В образцах 3-5, 3-10 и 3-15 кроме этих фаз кристаллизуется тетрагональный оксид циркония, причем интенсивность пиков, принадлежащих этой фазе, возрастает с увеличением добавки. В составах с высоким содержанием оксида циркония (3-20, 3-25, 3-30, 3-35) происходит уменьшение количества ZrO_2 и появляется новая фаза циркона – $ZrSiO_4$ (рис. 3, в).

Для составов всех трех серий можно отметить, что с увеличением концентрации модифицирующей добавки ZrO_2 количество основной фазы β - $Y_2Si_2O_7$ снижается и увеличивается количество цирконийсодержащей фазы. В составах с концентрациями добавки 30 и 35 % (мольн.) преобладающей фазой становится либо тетрагональный оксид циркония $ZrO_2(t)$, либо фаза $ZrSiO_4$ (в зависимости от серии).

Для спеченных при разных температурах образцов определены значения ТКЛР, плотности, водопоглощения и пористости. Полученные свойства представлены в табл. 2–4.

Таблица 2

Свойства составов серии 1 после термообработки при температуре 1300 °С

Свойства	Значения свойств для состава							
	1-0	1-5	1-10	1-15	1-20	1-25	1-30	1-35
Плотность, г/см ³	1,74	1,79	1,95	2,25	2,33	2,53	2,81	2,87
Водопоглощение, %	29,7	32,6	23,3	15,9	15,4	15,2	13,6	12,7
Открытая пористость, %	51,8	58,4	45,5	35,8	36,0	38,5	38,2	35,8
ТКЛР: $\alpha \cdot 10^7$, К ⁻¹	41	40	43	44	44	43	48	47

Таблица 3

Свойства составов серии 2 после термообработки при температуре 1300 °С

Свойства	Значения свойств для состава		
	2-0	2-5	2-25
Плотность, г/см ³	1,98	2,24	2,79
Водопоглощение, %	17,04	15,7	8,5
Открытая пористость, %	33,7	35,3	23,7
ТКЛР: $\alpha \cdot 10^7$, К ⁻¹	47	54	49

Таблица 4

Свойства составов серии 3 после термообработки при температуре 1300 °С

Свойства	Значения свойств для состава							
	3-0	3-5	3-10	3-15	3-20	3-25	3-30	3-35
Плотность, г/см ³	1,97	2,27	2,41	2,63	2,34	2,53	2,60	2,59
Водопоглощение, %	17,04	11,0	8,0	4,8	13,3	9,4	11,2	11,2
Открытая пористость, %	33,7	25,2	19,2	12,8	31,1	23,8	29,2	29,1
ТКЛР: $\alpha \cdot 10^7$, К ⁻¹	50	54	40	41	42	41	42	41

Результаты исследований показали, что с возрастанием концентрации модифицирующей добавки ZrO_2 плотность образцов увеличивается, пористость и водопоглощение уменьшаются. Установлено также, что добавление оксида циркония незначительно увеличивает значения ТКЛР образцов.

Свойства для некоторых спеченных образцов серии 2 представлены в табл. 3.

В серии 2 можно проследить аналогичные зависимости – с возрастанием содержания в составах модифицирующей добавки увеличивается плотность образцов и уменьшаются водопоглощение и пористость. Поскольку образцы этой серии оказались

хрупкими и разрушились, то дальнейшее исследование свойств этой серии стало невозможным.

Влияние модифицирующей добавки в этой серии несколько иное, чем в двух других сериях. Из данных на рис. 4 видно, что по мере возрастания концентрации ZrO_2 происходит увеличение плотности, за исключением области концентраций оксида циркония 15–20 % (мольн.). Можно предположить, что снижение плотности и повышение пористости этих составов связано с худшим спеканием образцов, о чем свидетельствует более высокое содержание оксида циркония в составе по результатам РФА.

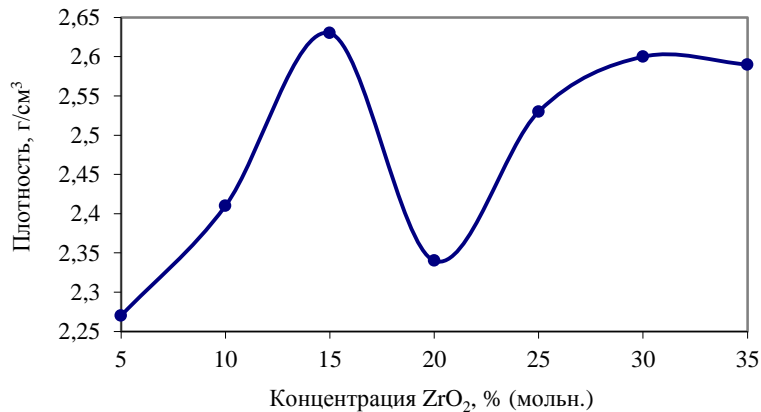


Рис. 4. Зависимость плотности образцов серии 3 от концентрации ZrO_2

Образцы серии 1, по сравнению с образцами серий 2 и 3, содержат большее количество фазы Y_2O_3 , в связи с этим спекание образцов этой серии проходит не полностью из-за сниженной стеклообразующей алюмосиликатной фазы $SiO_2-Al_2O_3$ в составе, поэтому плотность образцов серии 1 меньше по сравнению с образцами других серий. Образцы серии 2 содержат в составе меньше всего фазы Y_2O_3 и больше стеклообразующей фазы $SiO_2-Al_2O_3$, поэтому образцы этой серии склонны к разрушению при введении оксида циркония.

Исследование свойств составов трех серий показало, что эти материалы имеют высокую пористость, что является серьезным недостатком. Для устранения этого недостатка в состав композиции вводили спекающую добавку MgO .

Для проведения эксперимента выбран состав 1-5, в который вводили 1; 3 и 5 % (мольн.) MgO . После спекания образцов при температуре 1300 °C влияния добавки MgO не наблюдалось, оно зафиксировано только после термообработки при температуре 1400 °C (табл. 5).

Таблица 5

Свойства состава 1-5 с MgO после термообработки при температуре 1400 °C

Свойства	Значения свойств при концентрации MgO , % (мольн.)		
	1	3	5
Плотность, г/см ³	3,09	3,39	2,90
Водопоглощение %	3,5	0,87	7,0
Открытая пористость, %	10,8	2,96	20,3

Исходя из полученной зависимости (рис. 5), можно сделать вывод, что оптимальным количеством спекающей добавки MgO является 3 % (мольн.).

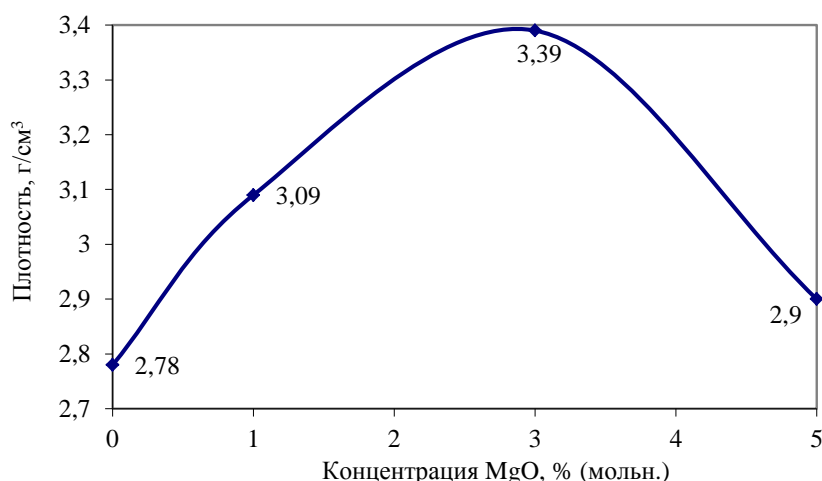


Рис. 5. Влияние концентрации MgO на плотность образца состава 1-5

Образцы серий 1 и 3 спекали при температурах 1400 и 1450 °С и выдерживали 1 ч при этих температурах. После термообработки при температуре 1400 °С большинство образцов сохранили свою форму, а после термообработки при 1450 °С внешний вид образцов изменился – отмечены их вспучивание и оплавление, причем степень вспученности и оплавления увеличивается в образцах с содержанием оксида циркония от 5 до 20 % (мольн.). В составе 1-25 вспученность гораздо меньше, чем в составе 1-20, а в составах 1-30 и 1-35 она вообще не наблюдается.

Исследованные свойства образцов серий 1 и 3 приведены в табл. 6 и 7.

Таблица 6

**Свойства образцов серии 1 после термообработки (ТО)
при температурах 1400 и 1450 °С**

Свойства	Температура ТО, °С	Значения свойств для состава						
		1-5	1-10	1-15	1-20	1-25	1-30	1-35
Плотность, г/см ³	1400	2,06	2,75	2,78	2,82	2,91	2,95	3,30
	1450	1,23	1,12	1,36	1,41	2,57	2,62	3,07
Водопоглощение, %	1400	13,1	2,6	2,2	2,6	3,0	4,2	2,5
	1450	7,5	9,1	16,5	12,8	11,9	1,35	0,08
Открытая пористость, %	1400	27,0	7,2	6,2	7,9	8,8	11,8	8,2
	1450	9,2	10,2	21,8	18,1	15,9	3,5	0,23

Таблица 7

**Свойства образцов серии 3 после термообработки (ТО)
при температурах 1400 и 1450 °С**

Свойства	Температура ТО, °С	Значения свойств для состава						
		3-5	3-10	3-15	3-20	3-25	3-30	3-35
Плотность, г/см ³	1400	2,15	2,67	2,79	–	–	2,83	2,84
	1450	2,36	2,60	2,73	2,86	3,0	2,89	3,22
Водопоглощение, %	1400	14,8	0,7	0,7	–	–	9,0	8,3
	1450	9,3	0,12	0,58	0,44	0,05	0,24	–
Открытая пористость, %	1400	31,8	1,9	1,9	–	–	25,5	23,7
	1450	22,0	0,32	1,58	1,26	0,15	0,78	–

После обработки образцов серии 1 при температуре 1400 °С наблюдается улучшение свойств по сравнению с образцами, которые обработаны при 1300 °С. При этих температурах прослеживается одинаковая зависимость свойств от концентрации модифицирующей добавки ZrO₂. После термообработки этих образцов при температуре 1450 °С наблюдались их вспучивание и ухудшение свойств (табл. 6). На рис. 6 показана зависимость пористости образцов, спеченных при температурах 1300, 1400 и 1450 °С, от содержания ZrO₂.

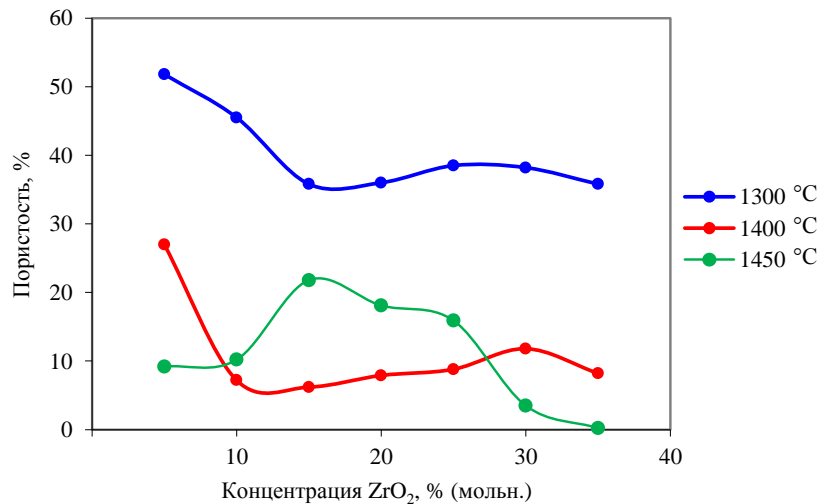


Рис. 6. Зависимость открытой пористости от концентрации ZrO₂ и температуры термообработки образцов серии 1

В серии 3 при спекании при температуре 1400 °С произошло оплавление образца состава 3-15. Таким образом, самым легкоплавким образцом в серии 3 оказался образец с содержанием оксида циркония 15 % (мольн.). После термообработки при 1450 °С большинство образцов этой серии оплавилось. У составов серии 3 с содержанием оксида циркония 5; 30 и 35 % (мольн.) температуры плавления >1450 °С (табл. 7).

В работе также определены температуры деформации, происходящей под воздействием собственной массы, для спеченных образцов. Для этого образцы положили на подложку определенным образом и поместили в печь. Далее следили за температурой, при которой образец начинал деформироваться. Проводили испытания девяти образцов (1–9), спеченных при температурах 1400 °С (1-5 (1), 1-10 (2), 1-30 (3), 3-5 (4), 3-35 (5), 1-20 (6), 1-15 (7), 3-30 (9)) и 1450 °С (1-15 (8)) (рис. 7).

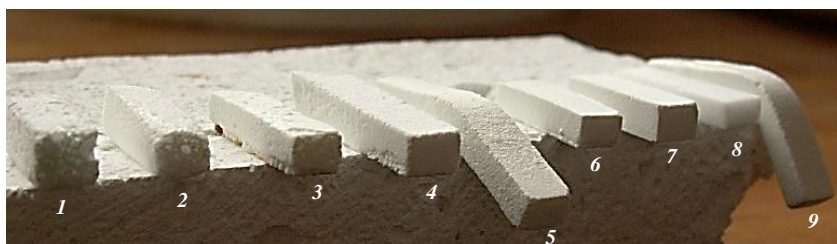


Рис. 7. Образцы 1–9 после определения температуры деформации, происходящей под воздействием собственной массы

Таким образом, установлена температура деформации образцов, произошедшей под воздействием собственной массы: для образца состава 3-30 она оказалась равной 1480 °С, а для образца состава 3-35: 1500 °С. У остальных образцов температура деформации была >1580 °С.

Заключения

Золь-гель методом получены стеклокристаллические материалы на основе иттрийалюмосиликатной системы с модифицирующей добавкой диоксида циркония. Благодаря получению материалов золь-гель методом температуры синтеза снижены на 200–300 °С.

Важной технологической характеристикой золь-гель метода является время гелеобразования растворов. Установлено, что все синтезируемые составы гелируют достаточно быстро – в течение не более 24 ч.

С помощью метода ДТА установлено, что температурный интервал кристаллизации составов системы $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$ с модифицирующей добавкой ZrO_2 составляет 1020–1270 °С.

По данным РФА определено, что с возрастанием концентрации оксида циркония уменьшается количество основной кристаллической фазы пиросиликата иттрия ($\beta-Y_2Si_2O_7$) и увеличивается концентрация цирконийсодержащей фазы – тетрагональной модификации оксида циркония и силиката циркония $ZrSiO_4$.

Установлено, что введение ZrO_2 незначительно увеличивает значения ТКЛР синтезируемых материалов. Полученные значения ТКЛР $((40-50) \cdot 10^{-7} K^{-1})$ оказались близки по величине к значениям ТКЛР для карбида кремния (SiC), что дает возможность использовать данные составы в качестве матрицы или защитного покрытия для материалов на основе SiC.

Исследование свойств спеченных образцов показало, что по мере возрастания концентрации ZrO_2 происходит увеличение плотности и снижение пористости и водопоглощения. В работе также определена оптимальная концентрации ZrO_2 : в высококремнеземных составах концентрация добавки оксида циркония не может превышать 5 % (мольн.), а в высокоиттриевых – может достигать 20–25 % (мольн.).

При оптимальных температурах спекания 1400–1450 °С получены образцы с пористостью – до 5 % и водопоглощением – до 2 %.

По всем исследованным свойствам составы иттрийалюмосиликатной системы с модифицирующей добавкой оксида циркония зарекомендовали себя в качестве перспективного материала для дальнейшего исследования и использования их в качестве матриц и защитных покрытий для композиционных материалов на основе карбида кремния.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
2. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 264–271. DOI: 10.8577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
3. Евдокимов С.А., Щеголева Н.Е., Сорокин О.Ю. Керамические материалы в авиационном двигателестроении (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 12 (72). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.07.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-54-61.
4. Каблов Е.Н., Гращенков Д.В., Щеголева Н.Е., Орлова Л.А., Суздальцев Е.И. Радиопрозрачная стеклокерамика на основе стронцийалюмосиликатного стекла // Огнеупоры и техническая керамика. 2016. № 6. С. 31–38.
5. Евдокимов С.А., Солнцев С.Ст., Ермакова Г.В., Давлетчин Д.И. Высокотемпературное защитное покрытие для С–С композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 3 (42). С. 82–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-82-87.
6. Симоненко Е.П., Симоненко Н.П., Севастьянов В.Г., Гращенков Д.В., Кузнецов Н.Т., Каблов Е.Н. Функционально градиентный композиционный материал SiC/($ZrO_2-HfO_2-Y_2O_3$), полученный с применением золь-гель метода // Композиты и наноструктуры. 2011. № 4. С. 52–64.

7. Aparacio M., Duran A. Yttrium silicate Coatings for Oxidation Protection of Carbon-silicon Carbide Composites // *Journal of American Ceramic Society*. 2000. Vol. 83. No. 6. P. 1351–1355.
8. Sun L., Shi X., Liu X. et al. Joining of C/SiC composites and Si₃N₄ ceramic with Y₂O₃–Al₂O₃–SiO₂ glass filler for high-temperature applications // *Ceramic International*. 2021. Vol. 47. No. 11. P. 15622–15630.
9. Atkinson A., Segal D.L. Some Recent Developments in Aqueous Sol-Gel Processing // *Journal of Sol-Gel Science and Technology*. 1998. No. 13. P. 133–139.
10. Wang L., Fan S., Sun H. et al. Pressure-less joining of SiC/SiC composites by Y₂O₃–Al₂O₃–SiO₂ glass: Microstructure and properties // *Ceramic International*. 2020. Vol. 46. No. 17. P. 27046–27056.
11. Zhou L., Huang J., Cao L. et al. A novel design of oxidation protective β-Y₂Si₂O₇ nanowire toughened Y₂SiO₅/Y₂O₃–Al₂O₃–SiO₂ glass ceramic coating for SiC coated carbon/carbon composites // *Corrosion Science*. 2018. Vol. 135. P. 233–242.
12. Воронов В.А., Лебедева Ю.Е., Сорокин О.Ю., Ваганова М.Л. Исследование защитного действия покрытия на основе иттрийалюмосиликатной системы на карбидокремниевом материале в условиях воздействия окислительной атмосферы // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 4 (53). С. 63–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-63-73.
13. Симоненко Е.П., Симоненко Н.П., Копица Г.П., Almasy L., Горобцов Ф.Ю., Севастьянов В.Г., Кузнецов Н.Т. Эволюция при термической обработке мезоструктуры высокодисперсного Y₃Al₅O₁₂, полученного золь-гель методом // *Журнал неорганической химии*. 2018. Т. 63. № 6. С. 661–669.
14. Simonenko N.P., Simonenko E.P., Sevastyanov V.G., Kuznetsov N.T. Preparation of Nanostructured Thin Films of Yttrium Aluminum Garnet (Y₃Al₅O₁₂) by Sol-Gel Technology // *Russian Journal of Inorganic Chemistry*. 2016. Vol. 61. No. 6. P. 667–673.
15. Mackenzie J.D. Sol-Gel Research-Achievements Since 1981 and Prospects for the Future // *Journal of Sol-Gel Science and Technology*. 2003. No. 26. P. 23–27.
16. Zarzyki J. Past and Present of Sol-Gel Science and Technology // *Journal of Sol-Gel Science and Technology*. 1997. No. 8. P. 17–22.
17. Sainz M.A., Osendi M.I., Miranzo P. Protective Si–Al–O–Y glass coatings on stainless steel in situ prepared by combustion flame spraying // *Surface & Coatings Technology*. 2008. No. 202. P. 1712–1717.
18. Harrysson R., Vomacka P. Glass formation in the system Y₂O₃–Al₂O₃–SiO₂ under conditions of laser melting // *Journal of the European Ceramic Society*. 1994. No. 14. P. 377–382.
19. Kolitsch U., Seifert H.J., Ludwig T., Aldinger F. Phase equilibria and crystal chemistry in the Y₂O₃–Al₂O₃–SiO₂ system // *Journal of Materials Research*. 1999. Vol. 14. No. 2. P. 447–455.
20. Nasiri N.A., Patra N., Horlait D. et al. Thermal properties of rare-earth monosilicates for EBC on Si-based ceramic composites // *Journal of American Ceramic Society*. 2016. Vol. 99. P. 589–596.
21. Kolitsch U., Seifert H.J., Ludwig T., Aldinger F. Phase equilibria and crystal chemistry in the Y₂O₃–Al₂O₃–SiO₂ system // *Journal of Materials Research*. 1999. Vol. 14. No. 2. P. 447–455.
22. Fernandez-Carrion A.J., Allix M., Becerro A.I. Thermal expansion of rare-earth pyrosilicates // *Journal of American Ceramic Society*. 2013. Vol. 96. P. 2298–2305.
23. Лебедева Ю.Е., Гращенков Д.В., Попович Н.В., Орлова Л.А., Чайникова А.С. Разработка и исследование термостабильных покрытий, полученных золь-гель методом в системе Y₂O₃–Al₂O₃–SiO₂, для SiC-содержащих материалов // *Труды ВИАМ*. 2013. № 12. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.07.2021).
24. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.