

Д. т. н. Ю. Е. Пивинский¹ (✉), П. В. Дякин²

¹ ООО НВФ «Керамбет-Огнеупор», Санкт-Петербург, Россия

² ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)», Санкт-Петербург, Россия

УДК 666.762.11.022.66+666.762.8.022.66].001.5

ИССЛЕДОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ВКВС И ОГНЕУПОРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ В СИСТЕМЕ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$. Часть 2*

Изучено влияние продолжительной термообработки на свойства образцов, полученных на основе ВКВС композиционного состава в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$. При содержании в образцах 10 и 30 % SiC его дисперсность варьировалась в интервале 3–200 мкм. Предложен метод оценки степени окисления SiC в композиционном материале. В зависимости от состава образцов этот показатель находился в пределах 50–100 %. Максимальные значения $\sigma_{\text{изг}}$ и $\sigma_{\text{сж}}$ SiC-содержащих образцов достигали 80 и 390 МПа соответственно.

Ключевые слова: ВКВС композиционного состава, карбид кремния, муллитизация, степень окисления, SiC.

Актуальность исследований SiC-содержащих огнеупорных материалов обусловлена широкой практикой их эффективного применения в металлургии. В службе SiC-содержащих керамических и огнеупорных материалов актуален аспект окисления SiC. По сравнению с кинетикой окисления порошков SiC этот процесс в реальных материалах существенно замедляется [1–5]. Существует целый ряд технологических и эксплуатационных факторов, определяющих кинетику этого процесса, и поэтому исследования в данном направлении представляют не только технологический интерес, но и практический.

В части 1 статьи [1] были изучены ВКВС композиционного состава в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$, а также свойства образцов на их основе. При этом ВКВС сложного состава были получены введением предварительно суспендированных порошков SiC различной дисперсности в базовую ВКВС боксита, содержащую 11 % высокодисперсного плавленого кварца (ВДКС). При этом суспендированный SiC вводили в количестве 10 и 30 мас. %. Дисперсность исходных порошков SiC варьировали в широких пределах; d_m находился в пределах 5,7–150 мкм.

* Продолжение. Часть 1 статьи опубликована в журнале «Новые огнеупоры» № 3 за 2018 г.



Ю. Е. Пивинский
E-mail: pivinskiy@mail.ru

На основе семи составов ВКВС [1] методом шликерного литья были получены отливки исходной пористостью 16–18 %, которые обжигали в интервале 1000–1400 °С с итоговой выдержкой 5 ч.

Исследовали влияние продолжительной высокотемпературной термообработки на свойства образцов, которые были получены и изучены в предыдущем исследовании [1]. Образцы термообработывали в промышленной туннельной печи в ОАО «Динур» по режиму обжига динасовых изделий. Как следует из рис. 1, в соответствии с этим режимом продолжительность τ пребывания образцов в области температур T интенсивного окисления SiC (1300–1390 °С) составляла 60 ч. С учетом области температур, соответствующей умеренной степени окисления (1100–1300 °С), общая τ высокотемпературной обработки составила 80 ч. Известно [1–4], что в изученном интервале температур при обжиге в кислородсодержащей среде достаточно интенсивно протекает процесс окисления SiC, что, как показано в предыдущей

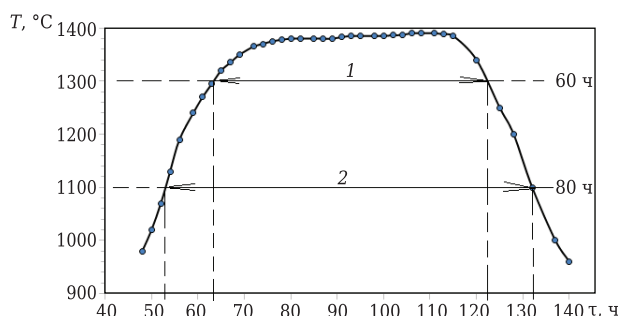


Рис. 1. Режим обжига образцов в туннельной печи: 1 — $T = 1300\div1390$ °С, $\tau = 60$ ч; 2 — $T = 1100\div1390$ °С, $\tau = 80$ ч

статье [1], сопровождается существенным изменением свойств материала.

На образцах в виде отливок (10×10×80 мм) после их термообработки по указанному режиму изучали изменение массы и линейных размеров, а также $P_{отк}$ и $\rho_{каж}$. Показатели $\sigma_{изг}$ определяли по трехточечному методу, а $\sigma_{сж}$ — на обломках тех же образцов размерами 10×10 мм. Характеристики как исходных ВКВС, так и отливок, полученных на их основе, приведены в статье [1]. Характерно, что все ВКВС с содержанием 10 % SiC различной дисперсности по свойствам были близки к исходной (без SiC). Данные по распределению частиц SiC по размерам с d_m 5,7 и 57 мкм приведены в статье [1]. Если они характеризовались одномодальным распределением частиц, то состав SiC с $d_m = 27,4$ мкм (рис. 2) имеет бимодальное распределение частиц. Видно, что для первого интервала дисперсности характерен интервал d в пределах 3–40 мкм, а для второго 50–100 мкм. При этом коэффициент полидисперсности $K_p = K_{80}/K_{20} = 4,6$. Значительно большими степенью полидисперсности и интервалом размера частиц SiC характеризовались образцы составов 6 и 7, в которых при общем содержании SiC 10 и 30 % применяли смесь фракций в интервале $d = 3 \div 200$ мкм.

Важнейшими характеристиками образцов для изучения и оценки процесса окисления SiC являются показатели изменения их массы и линейных размеров (роста). С учетом того что термообработке подвергались исходные (высушенные) образцы, в области различных температурных интервалов постепенно протекали процессы как первичного их спекания (1100–1250 °С), так и вторичного мулитообразования, совмещенного с начальной стадией окисления SiC (предположительно, на протяжении 10 ч в интервале 1100–1250 °С). В дальнейшем на протяжении около 60 ч интенсифицируется процесс окисления SiC в замуллитизированном материале с переходом SiC в кристобалит. Не исключена возможность того, что на заключительной стадии процесса термообработки в образцах, содержащих SiC, протекает процесс не только окисления, но и дополнительного мулитообразования за счет взаимодействия образовавшегося (вследствие окисления SiC) SiO_2 в виде кристобалита с Al_2O_3 боксита [5].

На рис. 3 показаны изменения линейных размеров и массы образцов изученных составов после их продолжительного обжига в туннельной печи. Из рис. 3, а следует, что у образцов исходного состава 1 отмечается усадка 1,5 %. У образцов, содержащих SiC (составы 2–7), отмечаются весьма значительные показатели линейного роста, которые изменяются в значительных пределах — от 3,4 % у образцов с 10 % высокодисперсного SiC с $d_m = 5,7$ мкм (состав 2) до 8,1 % у образцов с 10 % SiC с максимальным размером

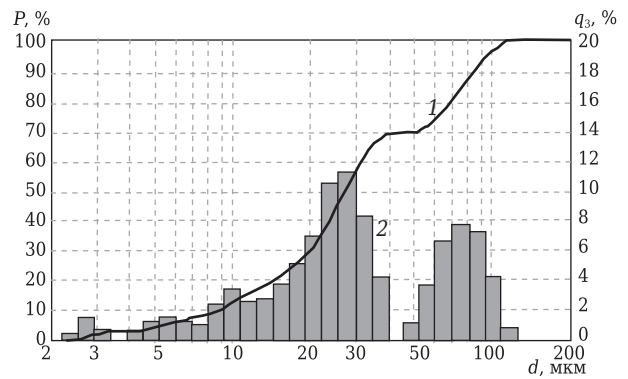


Рис. 2. Интегральное (1) и дифференциальное (2) распределение частиц SiC по размерам d

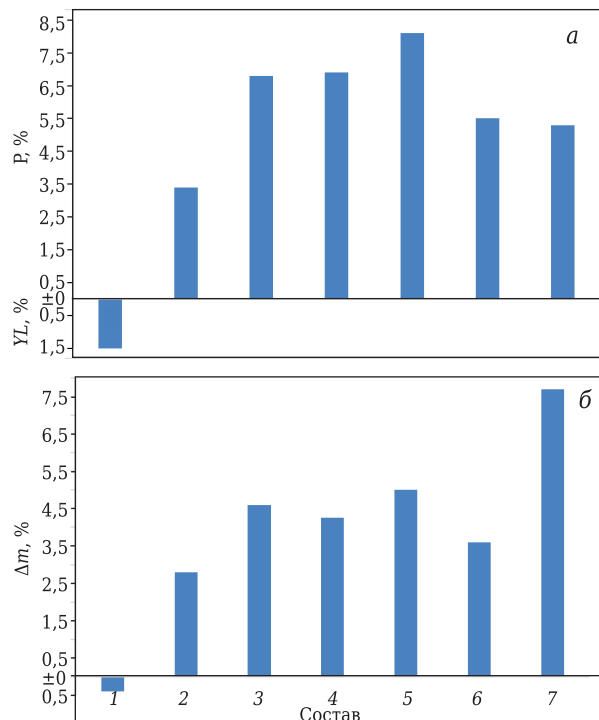


Рис. 3. Гистограммы изменения линейных размеров образцов YL , P (а) и массы Δm образцов (б) после их обжига в туннельной печи. Составы: 1 — исходный; 2–5 — с 10 % SiC, d_m 5,7, 27,4, 57, 150 мкм; 6 — 10 % SiC (смесь всех фракций); 7 — 30 % SiC (смесь всех фракций)

частиц (состав 5). Характерно, что показатели роста образцов с содержанием 10 и 30 % SiC полифракционного состава (составы 6 и 7) характеризуются существенно меньшим значением P , чем у образцов составов 3–5. Как следует из рис. 3, б, для образцов исходного состава 1 характерны незначительные $\Delta m_{прк}$ (0,4 %) при термообработке, обусловленные удалением химически связанной воды в исходных отливках. У образцов, содержащих SiC (составы 2–7), отмечается весьма существенное увеличение (прирост) массы, обусловленное интенсивным окислением SiC в процессе длительной высокотемпературной термообработки. Максимальный прирост массы (7,7 %)

у образцов состава 7 (с 30 % полифракционного SiC). Минимальные значения прироста (2,8 %) отмечаются у образцов с 10 % высокодисперсного зеленого SiC (состав 2). У образцов составов 3–5 с 10 % SiC различной дисперсности значения P находятся в пределах 4,25–5,0 %.

Известно, что процесс кристаллохимического превращения $\text{SiC} \rightarrow \text{SiO}_2$ в форме кристобалита сопровождается увеличением массы в 1,5 раза, а объема в 2,1 раза [1, 3, 4]. Исходя из содержания SiC 10 % в составах 2–6 и 30 % в составе 7, полный (100 %-ный) переход содержащегося в образцах SiC в SiO_2 должен сопровождаться 5 и 15 %-ным увеличением их массы. Сопоставлением полученных экспериментальных данных прироста $P_{\text{экс}}$ и приведенных расчетных значений P_r предлагается способ определения степени окисления $K_{\text{ок}}$ SiC в материалах, исходя из соотношения $K_{\text{ок}} = P_{\text{экс}}/P_r \cdot 100 \%$, где $P_r = m_{\text{SiC}}/1,5$; m_{SiC} — массовое содержание SiC.

В соответствии с вышеизложенным на рис. 4 показаны расчетные показатели степени окисления SiC образцов различных составов. Как следует из рис. 4, расчетные показатели $K_{\text{ок}}$ для образцов находятся в интервале 50–100 %. При этом минимальными значениями характеризуются образцы состава 2 с 10 % высокодисперсного зеленого SiC и 30 % полифракционного SiC. Для образцов с 10 % относительно крупного SiC (120–200 мкм, состав 5) характерно 100 %-ное окисление. Достаточно высокие значения $K_{\text{ок}}$ отмечаются у образцов составов 3 и 4 (92 и 85 % соответственно).

Следует отметить, что ожидаемая зависимость показанных на рис. 3 и 4 показателей прироста и $K_{\text{ок}}$ SiC от дисперсности SiC не просматривается. Не исключена возможность того, что относительно низкий показатель $K_{\text{ок}}$ образцов, содержащих высокодисперсный % SiC (состав 2), обусловлен поровой структурой материала. Как показано в предыдущей статье [1], пористость после обжига при 1300 и 1400 °C образцов указанного состава снижалась до 6 %, тогда как у образцов, содержащих 10 % крупного SiC (состав 5), она составляла около 15 %. Между

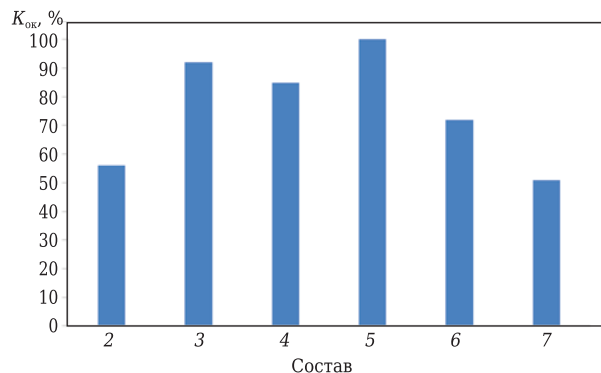


Рис. 4. Гистограмма $K_{\text{ок}}$ SiC образцов составов 1–7 (см. рис. 3) после их обжига в туннельной печи

тем известно [2–5], что пористость и поровая структура, а также газопроницаемость материала сильно влияют на процесс окисления SiC. Между тем закономерное замедление процесса окисления более крупнозернистого, чем в настоящей работе, SiC в керамобетонах следует из данных [5]. Было установлено, что при длительной термообработке образцов бетона, содержащего 14 % полифракционного SiC (в том числе ~7 % крупнозернистого с $d_{\text{max}} = 2$ мм), степень окисления SiC после однократного обжига в динасовой печи (60 ч в интервале 1300–1390 °C) составила 49 %, а после двукратного (120 ч в том же интервале) 75 %.

На рис. 5 показаны $P_{\text{отк}}$ и $\rho_{\text{каж}}$ образцов составов 1–7 после обжига в туннельной печи. Если образцы исходного состава 1 характеризуются весьма низкой $P_{\text{отк}}$ (0,5 %), то ее значения у образцов составов 2–7 весьма различаются и находятся в пределах 18–22 %. При этом минимальные значения $P_{\text{отк}}$ (~18 %) отмечаются у образцов с 10 % высокодисперсного SiC (состав 2) и 30 % полидисперсного SiC (состав 7). У образцов составов 3–5 значения $P_{\text{отк}}$ достаточно близки (~22 %) и заметно превышают исходные значения $P_{\text{отк}}$ образцов (после сушки). Как показано в предыдущей статье [1], значения $P_{\text{отк}}$ исходных образцов составов 2 и 7 находятся в пределах 14–18 %, а показатели $\rho_{\text{каж}}$ — в пределах 2,77–2,98 г/см³.

Столь существенная разница в показателях $P_{\text{отк}}$ и особенно $\rho_{\text{каж}}$ обусловлена следующим. В процессе обжига образцов высокоглиноземистого состава на основе ВКВС независимо от их состава в интервале 1150–1250 °C протекает процесс спекания, сопровождаемый незначительной (до 0,3–0,5 %) усадкой [6–8] и эквивалентным снижением пористости, а также существенным ростом прочности. Однако уже в интервале 1250–1300 °C наблюдается процесс образования вторичного муллита, интенсифицируемый присутствием в исходном материале высокодисперсного плавленного кварца и мельчайших частиц Al_2O_3 [6, 8–10].

У образцов исходного состава 1 этот процесс заканчивается, по всей видимости, после 10–20 ч пребывания в интервале 1300–1390 °C. При увеличении продолжительности термообработки отмечается вторичное спекание теперь уже замуллитизированного материала. С учетом содержания в исходной ВКВС 87 % Al_2O_3 и 17 % SiO_2 [10–12] содержание суммарного (первичного и вторичного) муллита в спеченном материале составляет около 40 %, а содержание свободного (несвязанного) Al_2O_3 около 45 %. В отличие от рассмотренной закономерности процесс спекания и муллитизации материалов, содержащих SiC, существенно усложняется, поскольку в интервале температур первичного спекания (1100–1250 °C) начинается окисление SiC, а в

области температур муллитизации (1250–1400 °С) этот процесс резко возрастает. Окисление SiC, сопровождаемое образованием SiO₂ и увеличением исходного объема SiC в 2,1 раза [1], приводит к заметному изменению не только химического состава, но и его объема. Ранее было показано [6, 8–12], что процесс вторичного муллитобразования сопровождается дополнительным увеличением объема, обусловленным перекристаллизацией Al₂O₃ и SiO₂ в фазу (муллит) с меньшей истинной плотностью. Между тем в SiC-содержащих материалах кристаллохимический переход SiC → SiO₂ сопровождается многократно большим объемным ростом, чем при муллитообразовании.

Следует отметить, что специфика технологии материалов с преимущественно муллитовым или корундомуллитовым составом состоит в том, что в изучаемых системах первоначально осуществляется синтез продукта (муллита) в результате химической реакции в твердой фазе, а затем его уплотнение (спекание). При этом синтез муллита происходит диффузионным путем посредством односторонней диффузии SiO₂ в зерна Al₂O₃ (эффект Киркендала – Френкеля) [13, 14]. Этот эффект применительно к синтезу муллита был экспериментально подтвержден в специальном исследовании [15]. В результате этого процесса на месте частицы SiO₂ образуется пора, а на основе зерна Al₂O₃ возникает кристаллический муллитовый каркас. Проблема при получении плотноспеченной муллитовой керамики состоит в том, что этот каркас при отсутствии достаточного количества стеклофазы противодействует спеканию или закрытию возникшей при синтезе муллита диффузионной пористости [13, 14].

Между тем в технологии рассматриваемых [1, 5–12] матричных систем на основе ВКВС и керамобетонов с преимущественным высокоглиноземистым составом задача их плотного спекания неактуальна. Поэтому в отличие от традиционной двухстадийной технологии огнеупоров с предварительным синтезом муллита [13, 15] в технологии ВКВС муллитсодержащих огнеупоров реализована более технологичная и менее затратная одностадийная технология их получения [5, 16]. При этом, несмотря на наличие определенной пористости, эти материалы характеризуются достаточно высокой прочностью (рис. 6). Образцы исходного состава 1 характеризуются максимальным $\sigma_{изг}$ (155 МПа, см. рис. 6). С учетом значительной пористости относительно высокими значениями $\sigma_{изг}$ характеризуются образцы с 10 % высокодисперсного SiC (составы 2, 3). Показатели их $\sigma_{изг}$ (~80 МПа) примерно в 1,5 раза выше, чем $\sigma_{изг}$ образцов составов 4–7. Из рис. 6, б следует, что максимальными значениями $\sigma_{сж}$ (390 МПа) характеризуются образцы состава 2, весьма высокими (290–317 МПа) — образцы составов 3–5. Из сопоставления показателей $\sigma_{изг}$ и

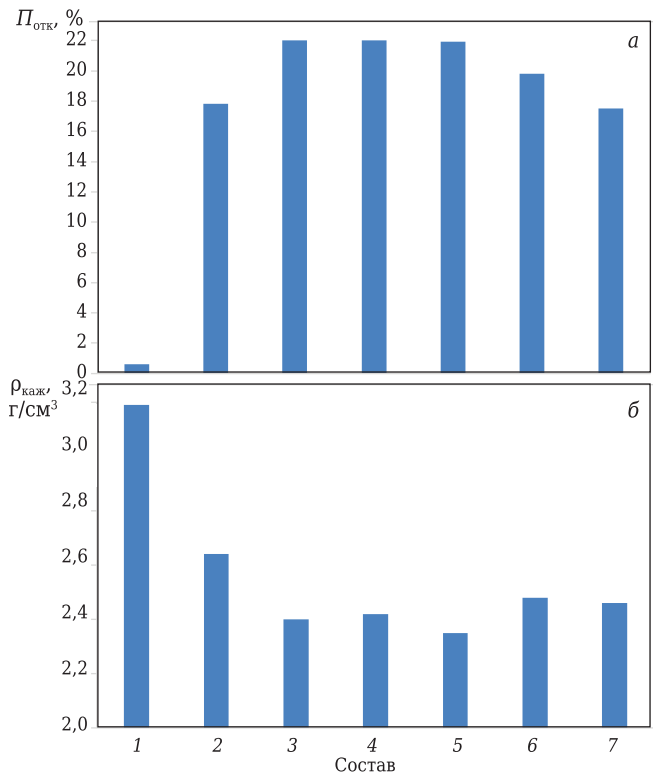


Рис. 5. Гистограммы $P_{отк}$ (а) и $\rho_{каж}$ (б) образцов составов 1–7 (см. рис. 3) после их обжига в туннельной печи

$\sigma_{сж}$ (см. рис. 6) следует, что разница между $\sigma_{сж}$ исходного материала (355 МПа) и SiC-содержащих существенно меньше, чем между $\sigma_{изг}$. Так, если минимальные значения $\sigma_{изг}$ (50 МПа) примерно в 3 раза ниже, чем $\sigma_{изг}$ исходных образцов (155 МПа), то по показателям $\sigma_{сж}$ эта разница умень-

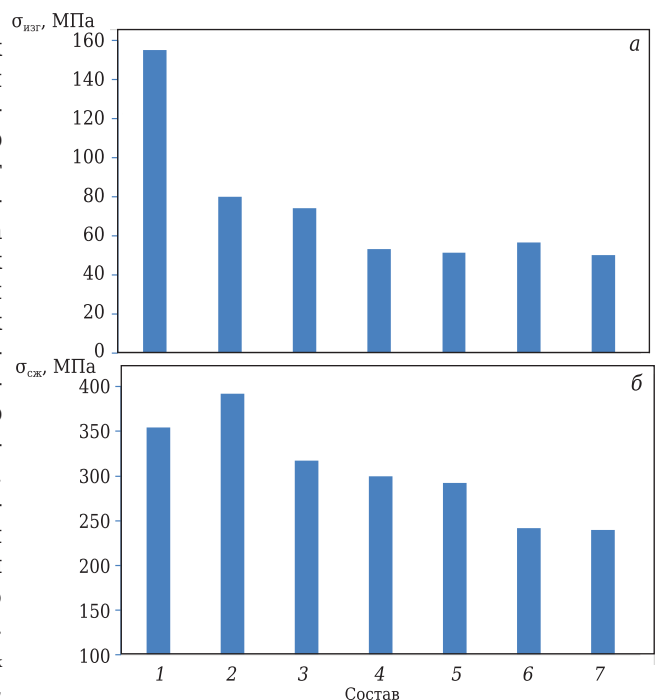


Рис. 6. Гистограммы $\sigma_{изг}$ (а) и $\sigma_{сж}$ (б) образцов составов 1–7 (см. рис. 3)

шается в 2 раза (355 и 240 МПа). Более того, несмотря на значительную пористость $\sigma_{сж}$ образцов составов 2 и 3, содержащих 10 % высокодисперсного SiC, выше (состав 2) или несколько ниже (состав 3), чем у исходных образцов. Весьма высокими показателями $\sigma_{сж}$ (290–300 МПа) характеризуются образцы составов 4 и 5.

Следует отметить, что аналогичная аномалия соотношения показателей $\sigma_{сж}/\sigma_{изг}$ ранее была обнаружена в кварцевой керамике, содержащей кристобалит [17, 18]. Было установлено, что дефектность материалов, содержащих кристобалит, в большей мере проявляется на показателях $\sigma_{изг}$. При испытаниях кристобалитсодержащих образцов на сжатие их дефектность (микротрещины, разрыв сплошности) менее выражена, чем на изгиб. Установлено, что при сопоставимой пористости прочность керамики с преимущественным содержанием кристобалита по сравнению с прочностью керамики без кристобалита в 5,5 раза ниже по показателям $\sigma_{изг}$ и только в 1,5 раза ниже по $\sigma_{сж}$ [18]. Столь существенная разница, по всей видимости, обусловлена тем, что дефектная структура материалов более устойчива к сжимающим напряжениям ($\sigma_{сж}$), чем к растягивающим ($\sigma_{изг}$). С учетом того что образцы, содержащие SiC, после продолжительной термообработки содержат SiO₂ в форме кристобалита, а также микротрещины и разрывы сплошности, вызванные существен-

ным объемным ростом частиц SiC в процессе их превращения в SiO₂, вполне возможно, что и в данном случае проявляется ранее описанная [17, 18] закономерность.

Таким образом, изучено влияние продолжительной высокотемпературной термообработки образцов композиционного состава в системе Al₂O₃–SiO₂–SiC на некоторые их свойства. Содержание SiC в образцах составляло 10 и 30 %. При этом варьировали также дисперсность SiC, определяемую d_m частиц от 5,7 до 150 мкм. После продолжительного обжига в туннельной печи, включающего 60-ч пребывание образцов в интервале 1300–1390 °C, изучены показатели изменения их массы и линейных размеров, а также пористость, плотность, пределы прочности при изгибе и сжатии. В зависимости от содержания и дисперсности SiC у образцов всех составов обнаружены прирост массы в пределах 2,8–7,7 % и рост линейных размеров от 3,4 до 8,1 %, что обусловлено процессом кристаллохимического превращения SiC → SiO₂ в форме кристобалита. Предложен метод оценки степени окисления SiC в композиционном материале. Установлено, что этот показатель для материалов различного состава находится в интервале 50–100 %. Показатели $P_{отк}$ образцов после термообработки составляли 18–22 %, $\sigma_{изг}$ 50–80 МПа, $\sigma_{сж}$ 240–390 МПа.

(Продолжение следует)

Библиографический список

1. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области композиционных ВКВС и огнеупорных материалов на их основе в системе Al₂O₃–SiO₂–SiC. Часть 1 / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // Новые огнеупоры. — 2018. — № 3. — С. 17–27.
2. **Кайнарский, И. С.** Карборундовые огнеупоры / И. С. Кайнарский, Э. В. Дегтярева. — Харьков : Металлургия, 1963. — 252 с.
3. **Гнесин, Г. Г.** Карбидокремниевые материалы / Г. Г. Гнесин. — М. : Металлургия, 1977. — 215 с.
4. **Лавриненко, В. А.** Коррозия конструкционной керамики / В. А. Лавриненко, Ю. Г. Гогоци. — М. : Металлургия, 1989. — 198 с.
5. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 14. Состав и некоторые свойства керамобетонов композиционного состава в системе Al₂O₃–SiO₂–SiC–C / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, Л. В. Остряков // Новые огнеупоры. — 2018. — № 2. — С. 24–32.
6. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 7. О спекании и вторичном мулитообразовании материалов на основе ВКВС композиционного состава в процессе неизотермического нагрева и изотермического обжига / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // Новые огнеупоры. — 2016. — № 10. — С. 42–51.
- Pivinskii, Yu. E.** Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-

- alumina HCBS. Part 7. Sintering and secondary mullite formation of material based on composite-composition HCBS during thermal heating and isothermal heating / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin // Refractories and Industrial Ceramics. — 2017. — Vol. 57, № 5. — P. 536–544.
7. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 8. Влияние температуры обжига на свойства материалов, полученных на основе смешанных ВКВС состава: боксит, кварцевое стекло, реактивный глинозем / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, А. Ю. Колобов // Новые огнеупоры. — 2016. — № 12. — С. 26–35.
- Pivinskii, Yu. E.** Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina HCBS. Part 8. Effect of firing temperature on properties of materials based on mixed HCBS composition bauxite, quartz glass, and reactive alumina / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, A. Yu. Kolobov // Refractories and Industrial Ceramics. — 2017. — Vol. 57, № 6. — P. 637–644.
8. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 9. Получение и свойства смешанных ВКВС состава: плавный бокситокорунд, кварцевое стекло, реактивный глинозем. Дилатометрические исследования материалов на их основе / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, А. Ю. Колобов // Новые огнеупоры. — 2017. — № 2. — С. 39–45.
- Pivinskii, Yu. E.** Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina HCBS. Part 9. Preparation and properties of mixed HCBS

composition: fused bauxite-corundum, quartz glass, reactive alumina. Dilatometric study of materials based on them / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, A. Yu. Kolobov // *Refractories and Industrial Ceramics*. — 2017. — Vol. 58, № 1. — P. 103–108.

9. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 10. Влияние температуры обжига на свойства материалов, полученных на основе ВКВС смешанного состава: плавленный бокситокорунд, кварцевое стекло, реактивный глинозем / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, А. М. Гороховский, Л. В. Остряков // *Новые огнеупоры*. — 2017. — № 4. — С. 37–43.

Pivinskii, Yu. E. Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina HCBS. Part 10. Effect of firing temperature on properties of materials prepared based on mixed composition HCBS from fused bauxite-corundum, quartz glass, and reactive alumina / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, A. M. Gorokhovskii, L. V. Ostryakov // *Refractories and Industrial Ceramics*. — 2017. — Vol. 58, № 2. — P. 227–232.

10. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 12. ВКВС композиционного состава: боксит, электрокорунд, кварцевое стекло и некоторые свойства материалов на их основе / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, Л. В. Остряков // *Новые огнеупоры*. — 2017. — № 10. — С. 15–21.

Pivinskii, Yu. E. Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina HCBS. Part 12. Composite composition HCBS (bauxite electrocorundum, quartz glass) and some properties of materials based upon them / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, L. V. Ostryakov // *Refractories and Industrial Ceramics*. — 2018. — Vol. 58, № 5. — P. 514–520.

11. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 13. Влияние температуры обжига на фазовый состав, структуру и некоторые свойства материалов на основе ВКВС композиционного состава: боксит, электрокорунд, кварцевое стекло / Ю. Е. Пивинский, В. А. Перепелицын, П. В. Дякин, А. Ю. Колобов, Д. С. Прохоренков // *Новые огнеупоры*. — 2017. — № 12. — С. 27–35.

12. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 11. ВКВС композиционного состава: плавленный корундобоксит, спеченный боксит, кварцевое стекло и некоторые свойства материалов на их основе / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, Л. В. Остряков // *Новые огнеупоры*. — 2017. — № 8. — С. 57–63.

Pivinskii, Yu. E. Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina

HCBS. Part 11. Composite composition HCBS (fused corundum-bauxite, sintered bauxite, quartz glass) and some properties of materials based upon them / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, L. V. Ostryakov // *Refractories and Industrial Ceramics*. — 2017. — Vol. 58, № 4. — P. 450–456.

13. **Бакунов, В. С.** Керамика из высокоогнеупорных окислов / В. С. Бакунов, В. Л. Балкевич, А. С. Власов [и др.] ; под ред. Д. Н. Полубояринова, Р. Я. Попильского. — М. : Металлургия, 1977. — 304 с.

14. **Бакунов, В. С.** Оксидная керамика: спекание и ползучесть / В. С. Бакунов, А. В. Беляков, Е. С. Лукин, У. Ш. Шаяхметов. — М. : ПХТУ им. Д. И. Менделеева, 2007. — 584 с.

15. **Кайзер, В. Л.** Взаимодействие на контакте между SiO_2 и Al_2O_3 / В. Л. Кайзер // *Керамика*. Сб. тр. I и II Британского и Голландского керамических обществ ; пер. с англ. — М. : Металлургия, 1967. — С. 122–134.

16. **Пивинский, Ю. Е.** Разработка технологий, производство и служба формованных и неформованных огнеупоров на основе ВКВС / Ю. Е. Пивинский, Е. М. Гришпун, А. М. Гороховский // *Новые огнеупоры*. — 2015. — № 5. — С. 29–39.

Pivinskii, Yu. E. Engineering, manufacturing, and servicing of shaped and highly concentrated ceramic binding suspensions / Yu. E. Pivinskii, E. M. Grishpun, A. M. Gorokhovskii // *Refractories and Industrial Ceramics*. — 2015. — Vol. 56, № 3. — P. 245–253.

17. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения материалов на основе ВКВС плавленного кварца. Часть 10. О некоторых свойствах кристобалитсодержащих материалов / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, А. Ю. Колобов // *Новые огнеупоры*. — 2016. — № 5. — С. 27–33.

Pivinskii, Yu. E. Research in the area of preparing materials based on fused quartz HCBS. Part 10. Some properties of cristobalite-containing materials / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, A. Yu. Kolobov // *Refractories and Industrial Ceramics*. — 2016. — Vol. 57, № 3. — P. 252–257.

18. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения материалов на основе ВКВС плавленного кварца. Часть 6. Влияние температуры обжига на спекание и кристобалитизацию материалов / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // *Новые огнеупоры*. — 2015. — № 7. — С. 22–31.

Pivinskii, Yu. E. Research in the area of preparing materials based on fused quartz HCBS. Part 6. Effect of firing temperature on material sintering and cristobaliteization / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin // *Refractories and Industrial Ceramics*. — 2015. — Vol. 56, № 4. — P. 366–373. ■

Получено 10.05.17

© Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, 2018 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

ЕАМС — European Advanced Materials Congress
Европейский конгресс
по высокотехнологичным материалам

20–23 августа 2018 г.
г. Стокгольм, Швеция

www.iaamonline.org