

Д. т. н. Ю. Е. Пивинский (✉), П. В. Дякин

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

УДК 666.762.11.022.66+666.762.8.022.66].001.5

ИССЛЕДОВАНИЯ В ОБЛАСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ВКВС И ОГНЕУПОРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ В СИСТЕМЕ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$. Часть 4*

Изучено влияние длительной термообработки (одно- и двукратного обжига в туннельной печи) образцов на основе ВКВС в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$ на их показатели. Образцы, содержащие 15 % SiC, а также 1 и 2 % Si, после длительной термообработки (120 ч в интервале 1300–1400 °С) характеризуются существенным ростом (до 9 %), увеличением пористости и уменьшением прочности по сравнению с исходными образцами (без SiC). Значительный рост объема образцов обусловлен не только окислением SiC или Si, но и дополнительным муллитомобразованием. Предполагается, что последовательно за процессом окисления SiC на определенном этапе термообработки протекает процесс муллитизации за счет взаимодействия новообразованного SiO_2 в форме кристобалита с Al_2O_3 боксита.

Ключевые слова: ВКВС, боксит, карбид кремния, муллитизация, степень окисления $K_{\text{ок}}$, гистограмма.

В предыдущей статье [1] описаны дилатометрические исследования и результаты изучения влияния температур обжига в интервале 1000–1400 °С (с изотермической выдержкой 5 ч) на спекание, муллитизацию, а также окисление SiC образцов в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$. Основные исследования были проведены на образцах, полученных на основе ВКВС боксита с содержанием 10 % ВДКС (состав 1) и с дополнительным содержанием 15 % полидисперсного SiC с $d_m = 27,4$ мкм (состав 2). Образцы составов 3 и 4 кроме 15 % SiC дополнительно содержали 1 и 2 % кремния.

В настоящей работе на образцах этих же составов изучали влияние длительной термообработки на их линейные изменения (усадку или рост), пористость, плотность, предел прочности при изгибе и сжатии, а также на окисление в образцах SiC и Si. Однократный и двукратный обжиг образцов осуществляли в печи для обжига динасовых изделий в ОАО «Динур» [2]. Актуальность таких исследований обусловлена

тем, что в процессе продолжительной службы SiC-содержащих огнеупоров неизбежно протекает процесс окисления SiC [3–9], который может существенно влиять как на структуру и свойства материалов [9–11], так и на их стойкость в службе [12–16].

Влияние продолжительной термообработки образцов на их рост, пористость и плотность

Как показано на рис. 1 в статье [2], продолжительность пребывания образцов в интервале интенсивной муллитизации, а также окисления SiC (1300–1400 °С) в печи составляла около 60 ч. Таким образом, продолжительность пребывания образцов в этом интервале температур составляла 60 и 120 ч после их однократного и двукратного обжига в печи по отмеченному режиму. На рис. 1 показано влияние однократного и двукратного обжига на изменения линейных размеров, открытой пористости и кажущейся плотности образцов.

Как следует из рис. 1, а, исходные образцы (состав 1) характеризуются заметной усадкой — 0,85 % после первого и 1,45 % после второго обжига. Образцы с 15 % SiC (состав 2) и с дополнительным содержанием Si (составы 3, 4) характеризуются значительным ростом. Так, у образцов состава 2 он составляет 7,8 и 9,5 % для первичного и вторичного обжига. Характерно, что образцы состава 3 (1 % Si) по сравнению с образцами состава 2 отличаются несколько меньшим ростом (7,6 и 8,6 % после первичного и вторичного обжига). У образцов состава 4 после

* Продолжение. Части 1, 2 и 3 статьи опубликованы в журнале «Новые огнеупоры» № 3, 5 и 9 за 2018 г. соответственно.



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

вторичного обжига рост составляет 8,9 %, т. е. несколько ниже, чем у аналогичного образца состава 2.

Следует отметить, что рассмотренные в настоящей статье показатели роста образцов, а также степени окисления SiC $K_{ок}$ после их про-

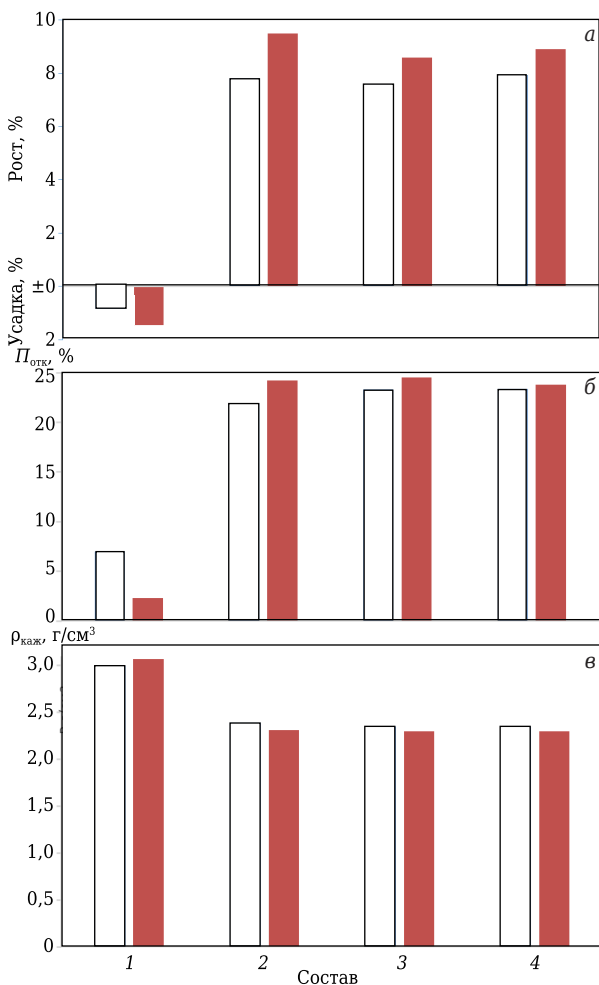


Рис. 1. Гистограммы изменения линейных размеров (а), открытой пористости $P_{отк}$ (б) и кажущейся плотности $\rho_{каж}$ (в) образцов после их одно- (□) и двукратного (■) обжига в туннельной печи: 1 — образцы исходные; 2 — образцы с 15 % SiC; 3, 4 — образцы с дополнительным содержанием 1 и 2 % Si

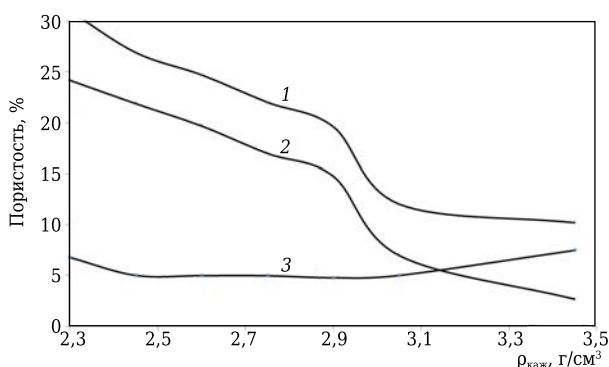


Рис. 2. Зависимости общей (1), открытой $P_{отк}$ (2) и закрытой $P_з$ (3) пористости от $\rho_{каж}$ образцов изученных составов после их обжига в туннельной печи

должительной термообработки значительно отличаются от аналогичных данных, полученных для керамобетонов композиционного состава в системе $Al_2O_3-SiO_2-SiC-C$ и применяемых при изготовлении монолитной футеровки желобов доменных печей [11]. В этих бетонах суммарное содержание SiC составляло 18 %. При этом его меньшая часть (5 %) характеризовалась размерами частиц 3–100 мкм, а большая (13 %) — в пределах 0,2–2,0 мм. После однократного обжига в туннельной печи рост бетонных образцов составил 1,9–2,1 %, что почти в 4 раза меньше, чем следует из рис. 1, а. После повторного обжига рост образцов уменьшился до 0,5–0,7 %, что свидетельствует о спекании материала. Между тем, как следует из рис. 1, а, у изучаемых в настоящей статье образцов при повторном обжиге отмечается заметный рост. Столь существенная разница в показателях роста обусловлена тем, что в керамобетонах объемное содержание заполнителя с $D_{max} = 6$ мм составляет около 60 %, а средний размер частиц SiC намного больше, чем у образцов, рассматриваемых в настоящей работе. Как показано в статьях [1–3], дисперсность SiC преимущественно влияет на его окисляемость.

Из рис 1, б следует существенная разница $P_{отк}$ между образцами исходного состава 1 и содержащими SiC и Si (составов 2–4). Так, если в первом случае значения $P_{отк}$ составляют 7,0 и 2,3 % (после однократного и двукратного обжига), то во втором случае они существенно выше и находятся в относительно узком интервале (22–24,5 %). При этом основной рост пористости проявляется после первичного обжига, а увеличение $P_{отк}$ при повторном обжиге весьма незначительно (0,5–2,0 %). Из рис. 1, в следует закономерная зависимость $\rho_{каж}$ образцов от аналогичных значений их $P_{отк}$. Если у образцов состава 1 с низкой пористостью $\rho_{каж}$ составляет 3,0 и 3,07 г/см³, то у остальных составов она находится в интервале 2,30–2,39 г/см³. При этом следует отметить, что взаимосвязь $\rho_{каж}$ и $P_{отк}$ определяется не только открытой пористостью, но и прежде всего общей. Последняя определяется в значительной степени закрытой пористостью $P_з$. Как показано в статье [1], образцы составов 2–4 после обжига при 1400 °С с выдержкой 5 ч характеризовались значительной $P_з$ (15–18 %), причем $P_з$ была значительно выше, чем $P_{отк}$.

На рис. 2 показаны обобщающие данные, характеризующие взаимосвязь $\rho_{каж}$ всех изученных материалов с их общей (кривая 1), открытой $P_{отк}$ (2) и закрытой $P_з$ (3) пористостью после обжига в туннельной печи. Показатели $P_з$ образцов всех составов находятся в интервале 5–7 %. В соответствии с этим общая пористость образцов (кривая 1) заметно выше значений $P_{отк}$ (кривая 2). Так, у образцов составов 2–4, характеризующихся $\rho_{каж}$ 2,30–2,40 г/см³, показатели

общей пористости находятся в интервале 27–31 %. Максимальная разница в показателях общей и открытой пористости отмечается у образцов исходного состава. Так, если значения $P_{отк}$ образцов после первичного и вторичного обжига составляют 7,0 и 2,3 % (см. рис. 1, б), то их общая пористость увеличивается до 12 и 10 % соответственно (см. рис. 2, кривая 1).

Влияние термообработки на увеличение массы образцов и степень окисления в них SiC и Si

Как отмечено в предыдущих статьях [1–3], процесс окисления SiC сопровождается существенным приростом массы $m_{пр}$ образцов. Из рис. 3, а следует, что у образцов всех составов основная доля $m_{пр}$ за счет окисления SiC и Si отмечается уже после первичного обжига. При повторном обжиге дополнительный $m_{пр}$ образцов состава 1 увеличивается до 7,3 %, а образцов составов 2 и 3 до 8,3 и 9,0 % соответственно. Показатели $m_{пр}$ образцов составов 2 и 3 по сравнению с составом 1 заметно выше за счет вклада, определяемого окислением содержащегося в них кремния.

Исходя из данных по $m_{пр}$ образцов различных составов, проведен расчет $K_{ок}$ как SiC (состав 1), так и Si в образцах с дополнительным содержанием Si (составы 2, 3). Если у образцов состава 1 предельная $K_{ок}$ соответствует $m_{пр}$ 7,3 %, то у образцов состава 2 8,3 %, состава 3 9,0 %. Заметное увеличение этих показателей у образцов составов 2 и 3 обусловлено тем, что, как это отмечено в предыдущей статье [1], $m_{пр}$ при окислении Si составляет 105 %, что в 2,1 раза выше, чем $m_{пр}$ при окислении SiC (на 50 %). Из рис. 3, б следует,

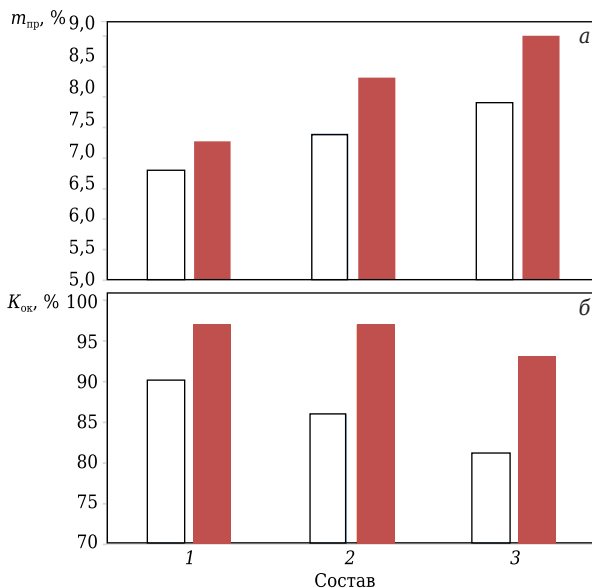


Рис. 3. Гистограммы прироста массы $m_{пр}$ (а) и $K_{ок}$ SiC и Si (б) в образцах после их одно- (□) и двукратного (■) обжига в туннельной печи: 1 — образцы с 15 % SiC; 2, 3 — образцы с дополнительным содержанием 1 и 2 % Si

что у образцов состава 1 после однократного и двукратного обжига $K_{ок}$ составляет 90 и 97 %. У образцов состава 2 в сравнении с составом 1 эти показатели близки — 86 и 97 %. В образцах с 2 % Si $K_{ок}$ заметно ниже — 81 и 93 % соответственно.

Влияние длительной термообработки образцов на их механические свойства

На рис. 4 показан предел прочности при изгибе и сжатии образцов всех изученных составов после однократного и двукратного обжига в туннельной печи. Максимальными $\sigma_{изг}$ и $\sigma_{сж}$ характеризуются образцы исходного состава. Показатели $\sigma_{изг}$ исходных материалов весьма высоки — 135 и 150 МПа после однократного и двукратного режима обжига, что вполне согласуется с пониженными показателями их как общей, так и открытой пористости (см. рис. 2). В соответствии с этим их $\sigma_{сж}$ составляет 740 и 615 МПа соответственно. Показатели $\sigma_{изг}$ и $\sigma_{сж}$ образцов, содержащих как 15 % SiC (состав 2), так и дополнительно 1 и 2 % Si (составы 3, 4), существенно уступают аналогичным показателям исходного материала (состав 1). Это объясняется как существенно большей их пористостью (общая в пределах 28–31 %), так и структурными особенностями. Значения $\sigma_{изг}$ образцов состава 2 находятся в пределах 78–81 МПа, а образцов, содержащих 1 и 2 % Si (составы 3, 4), в пределах 60–67 МПа; при этом $\sigma_{изг}$ после первого и второго обжига оказались сопоставимыми. Между тем при повторном обжиге образцов наблюдается значительное уменьшение их $\sigma_{сж}$ (в пределах 30–50 %).

Следует отметить, что в работе китайских исследователей [8] приводятся данные по значи-

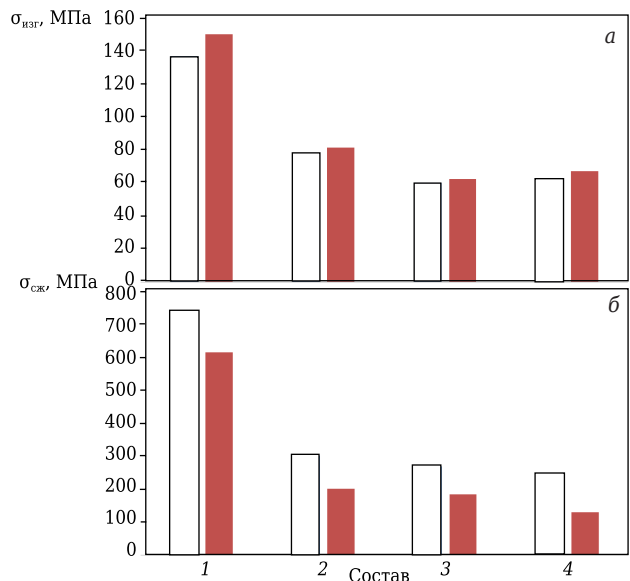


Рис. 4. Гистограммы предела прочности при изгибе $\sigma_{изг}$ (а) и сжатии $\sigma_{сж}$ (б) образцов после их одно- (□) и двукратного (■) обжига в туннельной печи: 1 — исходные образцы; 2 — образцы с 15 % SiC; 3, 4 — образцы с дополнительным содержанием 1 и 2 % Si

тельному улучшению свойств бетонов композиционного состава за счет добавок 2 и 5 % высокодисперсного Si. Кроме того, изучено влияние окисления SiC-заполнителей на микроструктуру и свойства высокоглиноземистых огнеупоров в системе Al_2O_3 (боксит)– SiO_2 –SiC. Прессованные и высушенные образцы, содержащие 78 % полифракционного боксита (0–5 мм), 10 % SiC (0–1 мм) и в ряде случаев дополнительно 5 % SiC (<88 мкм), а также высокодисперсный глинозем (4 %), 8 % огнеупорной глины, а для ряда составов 2–5 % кремния (<45 мкм), обжигали в окислительной среде при 1500 °C в течение 3 ч. При этом образцы в зависимости от состава характеризовались линейным ростом в интервале 1,4–2,0 %, $\rho_{\text{каж}}$ 2,71–2,78 г/см³, $P_{\text{отк}}$ 15,98–19,5 % и $\sigma_{\text{сж}}$ 56–149 МПа. Минимальной $P_{\text{отк}}$ и максимальным $\sigma_{\text{сж}}$ характеризовались образцы, содержащие 5 % Si, для них же характерен $m_{\text{пр}}$ 1,7 %. Поскольку в исходном составе бетонов содержание дегидратирующейся при термообработке глины [17, 18] составляло 8 %, с учетом компенсации этих потерь реальный $m_{\text{пр}}$ в процессе окисления SiC и Si был существенно выше приведенных показателей.

Влияние продолжительности высокотемпературной термообработки образцов на их основные характеристики

Обобщающие данные по влиянию продолжительности термообработки в интервале 1300–1400 °C на основные характеристики образцов материала с содержанием 15 % SiC показаны на рис. 5. Выбор именно этого интервала температур, характеризующегося максимальной скоростью как муллитизации, так и окисления SiC, сделан, исходя из данных предшествующих исследований [1–3]. На рис. 5 показаны гистограммы, характеризующие изменения $P_{\text{отк}}$, $\rho_{\text{каж}}$, роста, $m_{\text{пр}}$ вследствие окисления, а также $K_{\text{ок}}$ и $\sigma_{\text{изг}}$ при изменении продолжительности τ пребывания образцов в этом интервале температур от 1,0 до 120 ч. При этом данные по росту, $m_{\text{пр}}$ и $K_{\text{ок}}$ при минимальном значении τ (1 ч) получены на образце после его повторного нагрева в dilatометре в интервале 1300–1400 °C (скорость нагрева 300 °C/ч) и охлаждения. Как показано в публикации [4], при обжиге в заводской печи в интервале 1300–1400 °C τ составляет около 60 и 120 ч при двукратном обжиге. При обжиге в лабораторной печи при 1400 °C с

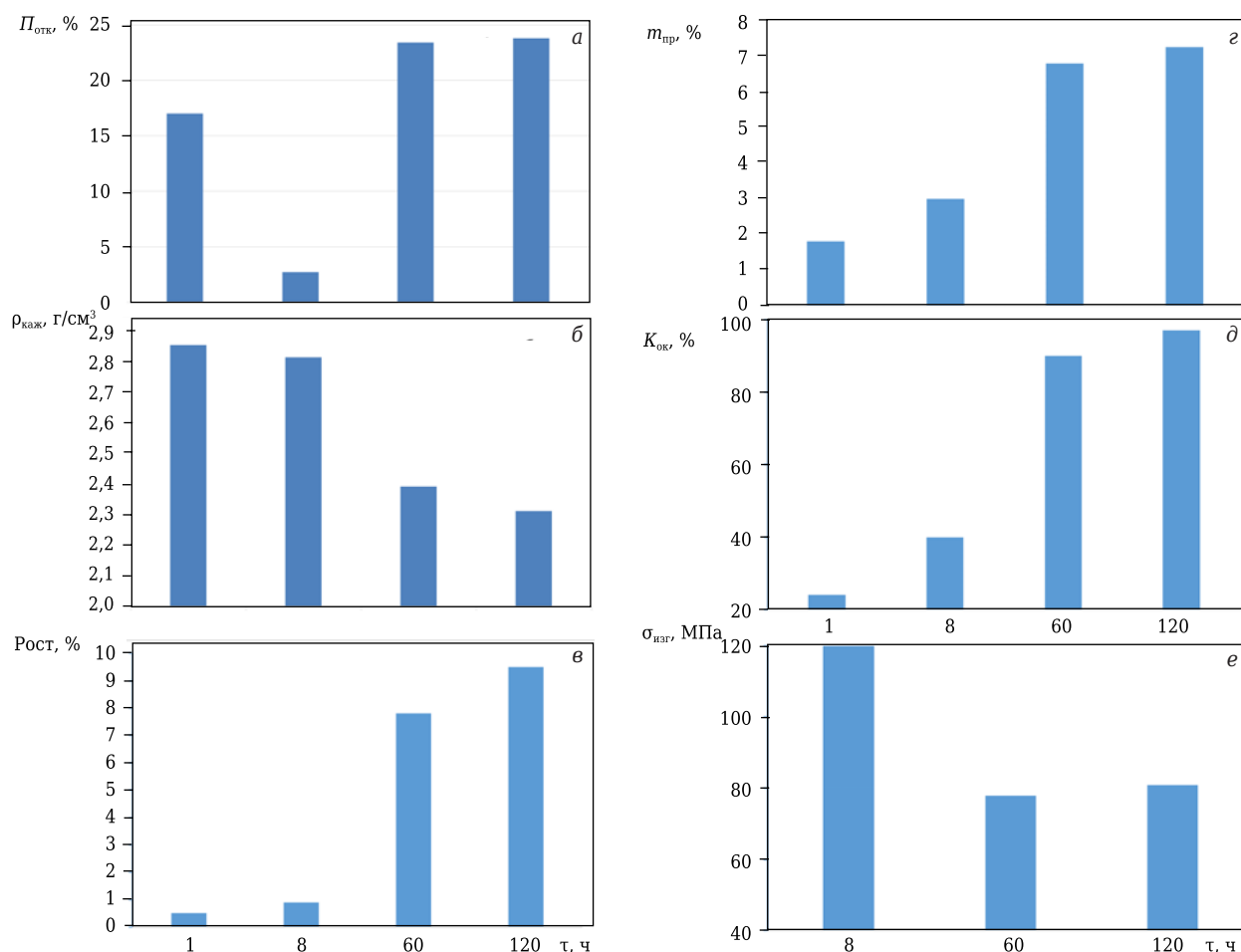


Рис. 5. Гистограммы $P_{\text{отк}}$ (а), $\rho_{\text{каж}}$ (б), роста (в), $m_{\text{пр}}$ (г), $K_{\text{ок}}$ SiC (д) и $\sigma_{\text{изг}}$ (е) образцов с 15 % SiC после их термообработки в интервале 1300–1400 °C с разной τ

выдержкой 5 ч общая t пребывания образцов в интервале 1300–1400 °C составила 8 ч.

Из рис. 5, а, б следует, что исходные образцы характеризовались $P_{отк}$ 17 % и $\rho_{каж}$ 2,85 г/см³. Минимальное значение $P_{отк}$ (2,7 %) отмечается при $t = 8$ ч. Несмотря на резкое снижение $P_{отк}$ $\rho_{каж}$ уменьшилась до 2,81 г/см³, что обусловлено не только определенной степенью муллитизации или окисления SiC, но и образованием значительного объема P_3 (см. рис. 2). В процессе роста t до 60 и 120 ч показатели $P_{отк}$ существенно увеличиваются, а $\rho_{каж}$ — снижаются; их резкое изменение отмечается в интервале t от 8 до 60 ч. При увеличении t в интервале 1300–1400 °C от 60 до 120 ч изменение этих параметров незначительно.

Между рассмотренными показателями $P_{отк}$ и $\rho_{каж}$ и аналогичными значениями роста образцов и $m_{пр}$ отмечается закономерная взаимосвязь. Так, при повышении t от 8 до 60 ч показатели $P_{отк}$ и роста увеличиваются в 8,6 и 8,1 раза, при повышении t от 60 до 120 ч намного меньше — в 1,2 и 1,1 раза. Эта особенность изменения показателей по мере увеличения t обусловлена преимущественно кинетикой окисления SiC. Как следует из рис. 5, д, на стадии увеличения t от 1 до 8 ч $K_{ок}$ существенно возрастает, достигая 40 %, а при увеличении t от 8 до 60 ч $K_{ок}$ растет более чем в 2 раза и достигает 90 %. Последующее увеличение t до 120 ч сопровождается ростом $K_{ок}$ до 97 %. Показатели $\sigma_{изг}$ образцов (см. рис. 5, е) определяются преимущественно $P_{отк}$ и $\rho_{каж}$. Резкое снижение $\sigma_{изг}$ (от 120 до 80 МПа) отмечается при увеличении t от 8 до 60–120 ч. Минимальному $\sigma_{изг}$ соответствуют максимальные значения $P_{отк}$ и минимальные значения $\rho_{каж}$. На рис. 6 показана динамика изменения $m_{пр}$, роста образцов и $K_{ок}$ SiC в них в зависимости от t пребывания образцов в интервале 1300–1400 °C. Из этого следует, что максимальная скорость увеличения этих показателей характерна для первых 10 ч термообработки, а минимальная — в интервале $t = 60$ –120 ч.

Кардинальные различия образцов исходного состава (без SiC) и с 15 % SiC в показателях $P_{отк}$, $\rho_{каж}$, $\sigma_{сж}$ и $\sigma_{изг}$ (см. рис. 1 и 4) обусловлены следующим. Как отмечено в работах [2, 3, 6], для материалов в системе Al_2O_3 – SiO_2 –SiC окисление SiC с переходом в SiO_2 сопровождается существенным приростом массы и увеличением объема. Вследствие того что молярное соотношение $SiO_2/SiC = 1,50$, масса образовавшегося SiO_2 при полном окислении SiC в 1,5 раза выше, чем у исходного SiC. Кроме того, истинная плотность образовавшегося при этом SiO_2 в виде кристобалита (2,32 г/см³) значительно ниже, чем у исходного SiC (3,21 г/см³). Таким образом, вследствие снижения истинной плотности (на 38 %) и полуторного роста объема при окислении SiC при полном переходе SiC в SiO_2 объем материала увеличивается в 2,07 раза. Согласно [6, с. 175], «переход SiC в SiO_2 при-

водит к необратимому увеличению объема в ~ 2,1 раза».

Исходя из изложенного, можно предположить, что у материала с 15 % SiC, характеризующегося $K_{ок}$ 90 и 97 % после первичного и вторичного обжига (см. рис. 3, б), рост объема образовавшегося SiO_2 в виде кристобалита вследствие окисления SiC увеличится в 1,9–2,0 раза. С учетом разности в плотности исходного SiC (3,21 г/см³) и средней плотности остальных компонентов твердой фазы ВКВС (3,55 г/см³) 15 %-ному содержанию SiC соответствует его 20 %-ное содержание по объему. Двойной или близкий к двойному рост объема SiC при окислении, исходя из всего изложенного, должен привести к росту объема материала на 9–10 %. Между тем после продолжительной термообработки в изученном интервале температур реальные показатели объемного роста материалов с 15 % SiC значительно выше. Это обусловлено тем, что вслед за процессом окисления SiC на определенном этапе термообработки протекает процесс муллитизации за счет взаимодействия новообразованного SiO_2 в форме кристобалита с Al_2O_3 боксита. С учетом показателей плотности и объемного содержания муллитобразующих SiO_2 и Al_2O_3 (2,32 и 4,0 г/см³) усредненный показатель их плотности составляет 3,50 г/см³. Плотность образуемого при этом муллита существенно (примерно на 9 %) ниже — 3,18–3,20 г/см³. Вследствие этого проявляется эффект дополнительного роста объема материалов в системе Al_2O_3 – SiO_2 –SiC.

По сравнению с содержанием SiO_2 в исходном материале (15–17 %) его количество после длительной термообработки существенно увеличивается вследствие окисления SiC. На определенных этапах термообработки как исходный, так и новообразованный SiO_2 взаимодействует с Al_2O_3 боксита с образованием муллита. Содержание последнего при этом предположительно может достигать 70–80 %, что примерно в 2 раза выше, чем в аналогичном материале без SiC [19]. За счет взаимодействия SiO_2 с примесями он частично переходит в состав силикатной стеклофазы (порядка 7–10 %).

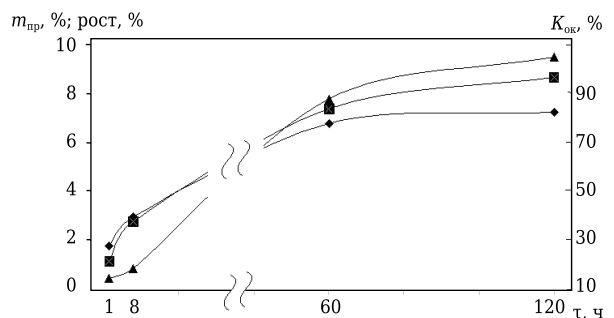


Рис. 6. Влияние t в интервале 1300–1400 °C образцов с 15 % SiC на их $m_{пр}$ (1), рост (2) и $K_{ок}$ SiC (3)

При службе огнеупорных бетонов в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$ весьма актуальным является вопрос о влиянии $K_{\text{ок}}$ SiC на их эксплуатационную стойкость. В этой связи следует отметить, что весьма важные сведения о влиянии окисления SiC на коррозионную стойкость бетонов для футеровки главных желобов доменных печей приведены в статье японских авторов [14]. В отличие от практики, принятой в РФ, в Японии футеровку главного желоба выполняют из бетонов двух типов. При этом бетон для шлакового пояса содержит 50–80 мас. % SiC, а для ванны металла — в пределах 10–20 мас. % SiC. Это обусловлено тем, что SiC слабо взаимодействует со шлаком, но он легко растворяется в жидком чугуна и поэтому содержание SiC в бетоне для этой зоны намного ниже.

В результате коррозионных исследований было установлено, что стойкость бетонов, содержащих SiO_2 в виде микрокремнезема, снижалась. Если содержание SiO_2 в бетоне повышалось за счет окисления SiC газообразным CO, то его стойкость увеличивалась. Установленное при этом различие формы присутствия SiO_2 в бетоне обусловлено следующим. При наличии в бетоне микрокремнезема при температуре службы (~1400 °C) вблизи рабочей поверхности футеровки желоба увеличивается содержание жидкой фазы, что способствует проникновению шлака в бетон и приводит к его разъеданию. В отличие от этого новообразованный SiO_2 (за счет окисления SiC), локально распределенный в порах бетона, меньше влияет на его коррозионную стойкость. Предполагается, что

сама жидкая фаза при этом не взаимодействует с компонентами состава бетона даже в том случае, если оказывается на открытой рабочей поверхности футеровки [14]. Из данных [14] следует, что кремнезем, образовавшийся за счет окисления SiC, является более устойчивым к расплавам по сравнению с микрокремнеземом, присутствующим в исходном составе бетона. Можно предположить, что это касается и SiO_2 , вводимого в состав матричной системы бетонов в виде ВДКС. Однако предполагается, что за счет реализуемого в процессе службы бетонов эффекта вторичного муллитобразования коррозионная стойкость изученных бетонов постепенно повышается.

Таким образом, изучено влияние длительной термообработки на свойства образцов, полученных на основе ВКВС в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$, исследованы их показатели. Образцы, содержащие 15 % SiC, а также 1 и 2 % Si, после длительной термообработки (120 ч в интервале 1300–1400 °C) характеризуются существенным ростом (до 9 %), увеличением пористости и уменьшением прочности по сравнению с исходными образцами (без SiC). Значительный рост объема образцов обусловлен не только окислением SiC или Si, но и дополнительным муллитобразованием. Предполагается, что последовательно за процессом окисления SiC на определенном этапе термообработки протекает процесс муллитизации за счет взаимодействия новообразованного SiO_2 в форме кристобалита с Al_2O_3 боксита.

(Продолжение следует)

Библиографический список

1. **Дякин, П. В.** Исследования в области композиционных ВКВС и огнеупорных материалов на их основе в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$. Часть 3 / П. В. Дякин, Ю. Е. Пивинский, А. Ю. Колобов // Новые огнеупоры. — 2018. — № 9. — С. 14–22.
2. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области композиционных ВКВС и огнеупорных материалов на их основе в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$. Часть 2 / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // Новые огнеупоры. — 2018. — № 5. — С. 22–27.
3. **Pivinskii, Yu. E.** Research in the field of composite materials based on HCBS and refractory materials based on the system $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$. Part 2 / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 3. — P. 247–251.
4. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области композиционных ВКВС и огнеупорных материалов на их основе в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$. Часть 1 / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // Новые огнеупоры. — 2018. — № 3. — С. 17–27.
5. **Pivinskii, Yu. E.** Research in the field of composite materials based on HCBS and refractory materials based on the system $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC}$. Part 1 / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 2. — P. 124–133.
6. **Кащеев, И. Д.** Химическая технология огнеупоров / И. Д. Кащеев, К. К. Стрелов, П. С. Мамыкин. — М. : Интернет Инжиниринг, 2007. — 752 с.
7. **Гнесин, Г. Г.** Карбидокремниевые материалы / Г. Г. Гнесин. — М. : Металлургия, 1977. — 215 с.
8. **Кайнарский, И. С.** Карборундовые огнеупоры / И. С. Кайнарский, Э. В. Дегтярева. — Харьков : Металлургия, 1963. — 252 с.
9. **Luz, A. P.** Refractory castable engineering / A. P. Luz, M. A. J. Braulio, V. C. Pandolfelli. — Baden-Baden : Goller Verlag GmbH, Germany, 2015. — 734 p.
10. **Bo, Ren.** Effects of oxidation of SiC aggregates on the microstructure and properties of bauxite – SiC composite refractories / Ren Bo, Sang Shaobai, Li Yawei, Xu Yibiao // Ceram. Int. — 2015. — Vol. 41. — P. 2892–2899.
11. **Roy, J.** Oxidation behavior of silicon carbide — a review / J. Roy, S. Chandra, S. Das, S. Maitra // Rev. Adv. Mater. Sci. — 2014. — Vol. 38. — P. 29–39.
12. **Zaidan, S. A.** Effect nano-SiC additives in physical and mechanical properties of bauxite refractories used in oil units / S. A. Zaidan, H. H. Jasim // Eng. Technol. J. — 2017. — Vol. 35, Part A, № 10. — P. 992–998.
13. **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 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC--C}$ / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, Л. В. Остряков // Новые огнеупоры. — 2018. — № 2. — С. 24–31.

Pivinskii, Yu. E. Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina HCBS. Part 14. Composition and some properties of composite composition ceramic concretes in the system $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2\text{--SiC--C}$ / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, L. V. Ostryakov // *Refract. Ind. Ceram.* — 2018. — Vol. 59, № 1. — P. 63–70.

12. **Гришпун, Е. М.** Производство и служба высокоглиноземистых керамобетонов. 1. Набивные массы на основе модифицированных ВКВС боксита / Е. М. Гришпун, Ю. Е. Пивинский, Е. В. Рожков [и др.] // *Огнеупоры и техническая керамика.* — 2000. — № 3. — С. 37–41.

Grishpun, E. M. Production and service of highalumina ceramic castables. 1. Ramming mixtures based on modified bauxite HCBS / E. M. Grishpun, Yu. E. Pivinskiy, E. V. Rozhkov [et al.] // *Refract. Ind. Ceram.* — 2000. — Vol. 41, № 5. — P. 104–108.

13. **Рожков, Е. В.** Производство и служба высокоглиноземистых керамобетонов. 2. Свойства и служба виброналивных желобных масс на основе модифицированных ВКВС боксита / Е. В. Рожков, Ю. Е. Пивинский, М. З. Нагинский [и др.] // *Огнеупоры и техническая керамика.* — 2001. — № 5. — С. 37–44.

Rozhkov, E. V. Production and service of highalumina castables. 2. Properties and service of vibration-placed castables based on bauxite-modified highly concentrated ceramic binding suspensions (HCBS) for use in blast-furnace runners / E. V. Rozhkov, Yu. E. Pivinskii, M. Z. Naginskii [et al.] // *Refract. Ind. Ceram.* — 2001. — Vol. 42, № 5/6. — P. 209–215.

14. **Masakszu, Lida.** Effect of SiC oxidation on corrosion resistance of castable for metal line of blast furnace main trough / Lida Masakszu, Eizo Maeda, Tsuyoshi Okamoto // *Taikaibutsu Overseas.* — 2007. — Vol. 27, № 2. — P. 90–95.

15. **Перепелицын, В. А.** Фазовые превращения бетонов системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiC--C}$ при испытании на шлакоустойчивость / В. А. Перепелицын, Л. В. Остряков, М. Н. Дунаева, А. Ю. Колобов // *Новые огнеупоры.* — 2018. — № 7. — С. 29–37.

Perepelitsyn, V. A. Phase transformations of concrete of the $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiC--C}$ system during slag resistance testing / V. A. Perepelitsyn, L. V. Ostryakov, M. N. Dunaeva, A. Yu. Kolobov // *Refract. Ind. Ceram.* — 2018. — Vol. 59, № 4. — P. 350–358.

16. **Wei, Zhang.** Research on thermal shock resistance of mullite – bauxite – silicon carbide refractory / Zhang Wei, Day Wenying, Nobuaki Chiyoda // *Chin. J. Geochem.* — 2012. — Vol. 31. — P. 204–208.

17. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 4. Влияние добавок огнеупорной глины на свойства ВКВС композиционного состава, отливок и материалов на их основе / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // *Новые огнеупоры.* — 2016. — № 2. — С. 25–33.

Pivinskii, Yu. E. Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina HCBS. Part 4. Effect of refractory clay addition on properties of compaund composition HCBS, castigs and materials based on them / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin // *Refract. Ind. Ceram.* — 2016. — Vol. 57, № 1. — P. 70–76.

18. **Пивинский, Ю. Е.** Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 5. Влияние температуры обжига на свойства материалов, полученных из композиционных ВКВС с добавкой огнеупорной глины / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, Л. В. Остряков // *Новые огнеупоры.* — 2016. — № 4. — С. 24–29.

Pivinskii, Yu. E. Research in the Field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina HCBS. Part 5. Effect of firing temperature on properties of materials prepared from composite HCBS with addition of refractory clay / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, L. V. Ostryakov // *Refract. Ind. Ceram.* — 2016. — Vol. 57, № 2. — P. 180–184.

19. **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 [и др.] // *Новые огнеупоры.* — 2017. — № 12. — С. 27–35.

Pivinskii, Yu. E. Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina HCBS. Part 13. Effect of firing temperature on phase composition, structure, and some properties of materials based on composite composition HCBS (bauxite, electrocorundum, quartz glass) / Yu. E. Pivinskii, V. A. Perepelitsyn, P. V. Dyakin [et al.] // *Refract. Ind. Ceram.* — 2018. — Vol. 58, № 6. — P. 652–659. ■

Получено 30.11.18
© Ю. Е. Пивинский,
П. В. Дякин, 2019 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

EUROMAT 2019

EUROPEAN CONGRESS AND EXHIBITION
ON ADVANCED MATERIALS AND PROCESSES

[HTTP://EUROMAT2019.FEMS.EU/](http://EUROMAT2019.FEMS.EU/)
1–5 сентября 2019 г.
Стокгольм, Швеция

FEMS
FEDERATION OF EUROPEAN
MATERIALS SOCIETIES

30
1987–2017
www.fems.org