

Ахмед Абдель-Азим^{1,2}, Эмад Эвайс¹ (✉), Сафаа Эль-Гамаль³, Амр Мевад⁴

¹ Центральный металлургический научно-исследовательский институт, отделение огнеупорных и керамических материалов (ООКМ), Каир, Египет

² Компания Asfour for Mining and Refractories, отделение исследований и разработок, Каир, Египет

³ Университет Айн-Шамс, химическое отделение, факультет естественных наук, Каир, Египет

⁴ Хелуанский университет, факультет естественных наук, кафедра химии, Каир, Египет

УДК 666.943:666.974.2].001.891(62)

ВОЗМОЖНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ, АКТИВИРОВАННЫХ ЩЕЛОЧАМИ, В КАЧЕСТВЕ СВЯЗУЮЩЕГО ДЛЯ ОГНЕУПОРНЫХ БЕТОНОВ

Цель настоящего исследования — изучение возможности использования шлака, активированного щелочами, в качестве единственного связующего для огнеупорных бетонов. Образцы огнеупорных бетонов обжигали при 850, 1100 и 1300 °С. Минеральный состав образцов исследовали с применением рентгеновской дифракции (XRD), микроструктуру — с помощью сканирующего электронного микроскопа (SEM). Кроме того, были изучены характеристики спекания бетонов, их механические свойства, а также такие показатели, как изменение линейных размеров (PLC), температура деформации под нагрузкой (RUL) и термостойкость (TSR). Характеристики спекания и механические свойства бетонов исследовали в зависимости от их температуры обжига. Огнеупорные бетоны на основе геополимеров обладают значительным PLC только при 1300 °С; максимальный показатель PLC (0,56 %) наблюдается под нагрузкой и при повышении температуры. Кроме того, огнеупорные бетоны имеют хороший показатель TSR (до 15 термоциклов). По данным рентгенофазового анализа (РФА), в обожженных бетонах присутствуют помимо основных фаз, содержащихся в заполнителях, легкоплавкие фазы, образующиеся при 850 и 1100 °С. Очевидно, при повышении температуры происходит образование гибонита и анортита. При 110 °С появляется игловидная структура, внедренная в стекловидную матрицу, но пластинчатая структура гибонита обнаруживается при более высоких температурах. В целом результаты РФА показали, что изготовленный из шлака цемент, активированный щелочами, является перспективным связующим для огнеупорных бетонов.

Ключевые слова: активированный щелочами шлаковый цемент (AAS), кальцийалюминатный цемент, огнеупорный бетон.

ВВЕДЕНИЕ

Неформованные и монолитные огнеупоры все шире используются взамен формованных, что объясняется их доступностью, более высокой стойкостью к растрескиванию и меньшими расходами при установке в тепловых агрегатах по сравнению с формованными [1, 2]. Обычные монолитные огнеупоры широко используют в разных отраслях промышленности [3–6], монолитные огнеупоры из тщательно подобранных огнеупорных заполнителей, связанных высокоглиноземистым цементом (НАС) и содержащие некоторые другие добавки, — в специальных областях применения. Однако

высокая стоимость и недоступность глинозема ограничивают использование НАС, поэтому необходим поиск подходящих связующих взамен НАС с сохранением при этом необходимых свойств огнеупорного бетона при высоких температурах [7–10].

Геополимер представляет собой неорганическое связующее на основе щелочных алюмосиликатных материалов, которое можно использовать для связывания огнеупорных заполнителей [11] и которое обладает высокой стойкостью к термическим ударам. Геополимерные связки можно изготовить из легкодоступного и недорогого сырья, а именно из метакеолина и/или из таких побочных продуктов производства, как зола-унос или шлак. Это экологически чистые связующие, при производстве которых происходит выброс в окружающую среду небольшого количества CO₂ и требуется незначительное количество энергии [12]. Геополимерное связующее может быть получено щелочной активацией алюмосиликатного продукта предше-



Эмад Эвайс
E-mail: dr_ewais@hotmail.com

ствующей стадии реакции (предшественника) с использованием щелочной активирующей добавки: водного раствора гидроксида натрия, гидроксида калия или силиката натрия [13, 14]. Связку можно изготовить также просто добавлением воды к сухому порошку, содержащему алюмосиликатный предшественник и твердую активирующую добавку, такую как, например, метасиликат натрия [15–17].

Ежегодно в мире образуется приблизительно 1 млрд т побочного продукта сталеплавильной промышленности — шлака [18]. Это огромное количество шлака требует соответствующей переработки. Самый простой метод — захоронение на свалках, что ведет к возникновению как экономических, так и экологических проблем. Однако шлак содержит большое количество силиката кальция и поэтому обладает отличными связующими свойствами. Благодаря этому шлак используют в качестве материала для замены цемента в строительной промышленности [19–25]. В еще более ранних исследованиях было показано, что применение шлака в строительстве положительно влияет на прочность и долговечность бетона благодаря реакционной пуццолановой способности шлака [26–28].

В настоящей работе изучена возможность использования геополимера на основе активированного шлака в качестве альтернативного связующего для огнеупорных бетонов. Использование такого побочного продукта промышленности, как шлак в огнеупорных бетонах, — значительный шаг в решении проблем доступности сырьевых материалов, значительного снижения производственных затрат и уменьшения негативного воздействия на окружающую среду.

ХОД ЭКСПЕРИМЕНТА

Сырьевые материалы

Заполнители, боксит и кальцинированный каолин (шамотный бой) определенного фракционного состава предоставлены компанией Asfour for Mining and Refractories, Египет, алюмосиликатный предшественник GGBFS поставлен компанией Helwan Iron and Steel Co., Египет. Порошок карбоната натрия (степень чистоты 99 %) — щелочное активирующее вещество — приобретен у компании Fisher Scientific, Великобритания, побочный продукт в виде микрокремнезема — у компании Egyptian Ferroalloys Co. (EFACO), Египет. Гашеную известь (гидроксид кальция) авторы получали гашением оксида кальция, в качестве катализатора использовали комбинацию микрокремнезема и гашеной извести, в качестве пластификатора — сульфат нафталинового формальдегида (NFS, pH = 9, d = 1,22 кг/м³).

Химический состав сырьевых компонентов, мас. %

Компонент	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	CaO	MnO ₂	Na ₂ O + K ₂ O	BaO	TiO ₂	SO ₃	Δm _{прк} , %
Микрокремнезем	84,0	0,8	1,96	2,2	–	3,6	–	0,03	0,09	5,6
Гашеная известь	4,01	0,37	0,36	67,8	–	0,08	–	0,03	0,11	25,5
Шлак	33,8	14,0	1,0	38,7	4,3	1,5	2,7	–	2,3	0,16
Боксит	7,4	82,4	2,6	2,6	–	–	–	4,4	–	0,09
Кальцинированный каолин	55,0	40,0	1,6	1,2	–	0,6	–	1,4	–	0,08

Химический состав сырья (см. таблицу) определяли с помощью рентгенофлуоресцентного (XRF) спектрофотометра (AXS Bruker, Германия). Аморфные характеристики алюмосиликатного предшественника GGBFS, а также минеральный состав заполнителей исследовали на установке D8 Advance с Cu K_α-излучением (рис. 1). Гранулометрический состав GGBFS определяли с помощью оптически-

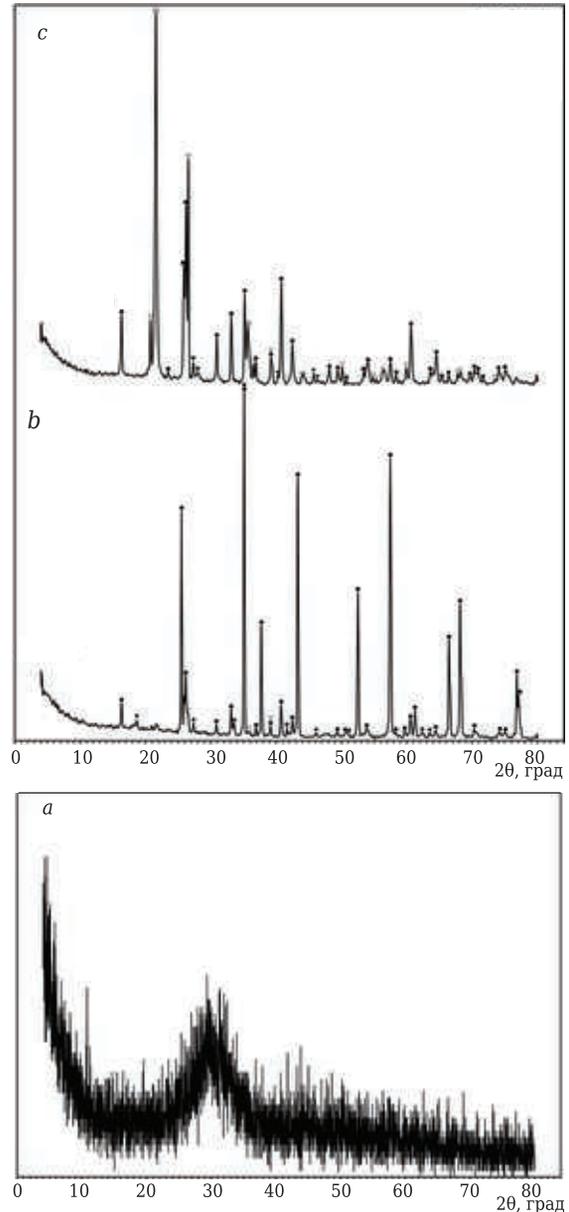


Рис. 1. Рентгенограммы GGBFS (a), боксита (b) и заполнителей из кальцинированного каолина (c): ● — корунд; ■ — муллит; □ — кристобалит; ▽ — кварц; ▼ — тридимит; ◆ — кянит

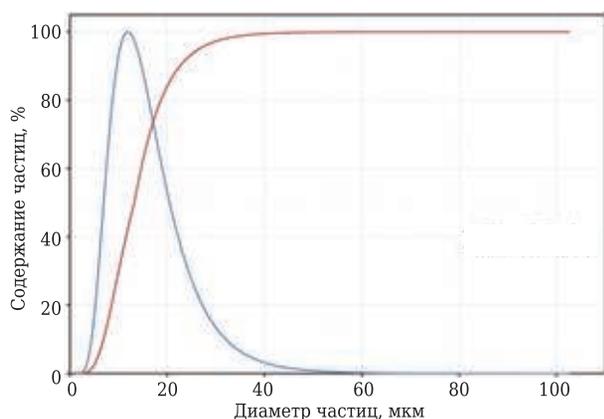


Рис. 2. Гранулометрический состав GGBFS: — дифференциальная кривая; — интегральная кривая

го прибора Coulter LS130. Результаты показаны на рис. 2. Средний диаметр частиц 1,25 мкм.

Изготовление активированного щелочами шлакового цемента (AAS)

Активированный щелочами шлаковый цемент (AAS) был изготовлен измельчением алюмосиликатного предшественника GGBFS, карбоната натрия, микрокремнезема и гашеной извести, взятых в соотношении 94 : 3 : 3, в лабораторной шаровой мельнице в течение 1 ч. Затем в сухую смесь добавляли карбонат натрия в качестве активирующей добавки. Общее содержание Na_2O в AAS поддерживали на постоянном уровне (4,5 %).

Изготовление огнеупорных бетонов на основе геополимеров

Гранулометрический состав огнеупорных бетонов на основе геополимеров приведен ниже:

Размер зерна, мм..	5	3	1	0,5	0,25	0,125	0,001
Содержание, %....	100	86,39	62,4	50,33	40,17	31,63	0

Расчеты проводили в соответствии с моделью Дингера и Функа [29] при коэффициенте распределения $q = 0,25$. Огнеупорные бетоны, содержащие 65 % Al_2O_3 , изготавливали смешиванием сухих ингредиентов. Состав бетонной смеси, %: шамотный бой (3–5 мм) 13,61; боксит фракции 1–3 мм 23,99, фракции 0,5–1,0 мм 12,07, фракции 0,25–0,50 мм 10,16, фракции 0,125–0,250 мм 8,81 и фракции 0,125–0,001 мм 31,36; пластификатор шлакового цемента 2 (от массы цемента). NFS добавляли в количестве 2 % от массы связующего. В бетон вводили некоторое количество воды, необходимое для перемешивания смеси. Количество воды определяли с помощью стандартного испытания [30] «шарик в ладони». Из бетона прессовали образцы-кубики с ребром 6 см. Через 24 ч затвердевшие образцы извлекали из пресс-формы и выдерживали под водой еще в течение 24 ч. Затем образцы высушивали при 110 °C в течение 24 ч и термообработывали в электропечи при 850–1300 °C с выдержкой 6 ч при каждой пиковой температуре. Скорость нагрева

5 °C/мин. Далее образцы были оставлены для постепенного охлаждения с вечера до утра.

ХАРАКТЕРИСТИКИ И МЕТОДЫ ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ

Степень уплотнения, механические свойства и огнеупорность обожженных бетонов

Методом Архимеда в соответствии со стандартом ASTM C20-00 [31] определяли степень уплотнения образцов по их кажущейся плотности (BD), открытой пористости (AP) и водопоглощению (WA). Образцы помещали в кипящую воду на 2 ч, затем погружали в воду не менее чем на 12 ч перед измерением их веса. Определяли три веса: W_d сухого образца, W_s образца, находящегося в воде («взвешенный» вес), и W_{sat} образца, насыщенного водой («насыщенный» вес). Показатели BD (г/см^3), AP (%) и WA (%) образцов рассчитывали по уравнениям:

$$BD = \frac{W_d}{W_{sat} - W_s} \quad (1)$$

$$AP = \frac{W_{sat} - W_d}{W_{sat} - W_s} \cdot 100, \quad (2)$$

$$WA = \frac{W_{sat} - W_d}{W_d} \cdot 100. \quad (3)$$

Предел прочности при сжатии образцов при комнатной температуре (CCS) определяли по ASTM C133-97 [32] с использованием гидравлического пресса Controls (Datamatic, Италия). Нагрузку равномерно прикладывали к центральной части обеих боковых сторон образца с использованием опорных пластин.

Огнеупорность бетонов на основе геополимеров определяли по показателям PLC, TSR и RUL в соответствии с ASTM C113-14 [33], ASTM C1525-18 [34] и ISO 1893 [35]. Для определения PLC были изготовлены образцы бетона размера 50×50×200 мм в прямоугольных формах из нержавеющей стали. Для нанесения контрольных отметок на образцах использовали керамическую краску; длину отмеченной линии измеряли до обжига (*initial length*) и после обжига (*final length*). Показатель PLC (%) рассчитывали по уравнению

$$PLC = \frac{\text{Initial length} - \text{Final length}}{\text{Initial length}} \cdot 100. \quad (4)$$

Показатель RUL дает представление о стойкости огнеупора при воздействии на него постоянной нагрузки (2 кг/см²) и при повышении температуры с постоянной скоростью (10 °C/мин). Для определения RUL использовали образцы-цилиндры радиусом 25 и высотой 12,5 мм с коаксиальным отверстием; измерения проводили на приборе RUL/CIC 421 (Netzsch). Деформацию образцов регистрировали по мере повышения температуры и определяли температуру, соот-

ветствующую заданным степеням деформации образцов (например, $T_{0,5}$ при деформации образца 0,5 %, T_1 при деформации 1 % и т. д.).

Для определения термостойкости (TSR) обожженные образцы бетона нагревали до 1000 °С, а затем охлаждали в воде в течение 15 мин. Циклы нагрев – охлаждение в воде повторяли до тех пор, пока на поверхности образцов не появлялись макроскопические трещины.

Фазовый состав и микроструктура обожженного бетона

Фазовый состав образцов бетона определяли с помощью рентгеновского дифрактометра, микроструктуру образцов — с применением SEM модели JSM-5410 (JEOL, Ltd) с устройством электронно-дисперсионной спектроскопии (EDS).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Фазовый состав и микроструктура

На рентгенограммах (рис. 3) видны изменения фазового состава огнеупорных бетонов на основе шлакового геополимера после сушки при 110 °С, а также после обжига при разных температурах. Корунд наряду с муллитом и кристобалитом обнаруживается во всех образцах, поскольку эти фазы присутствуют в сырье. Кальцит присутствует при 110 °С в результате медленной карбонизации активирующей добавки. Легкоплавкие фазы — кротит ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$), гроссит ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) и геленит ($2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$) обнаруживаются совместно со следами анортита ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) при повышении температуры обжига до 850 °С. По мере дальнейшего повышения температуры появляется волластонит ($\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$). Увеличение содержания анортита в матрице наблюдается по более высокой интенсивности ее относительных пиков. Рост кристаллов гроссита, геленита и волластонита-2М в матрице отрицательно влияет на физические и механические свойства бетона, и, наоборот, кристаллизация анортита улучшает эти свойства [36, 37]. Кроме того, при 1100 °С обнаруживается тугоплавкий гибонит ($\text{CaO} \cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$); его пиковая интенсивность в конечном итоге уве-

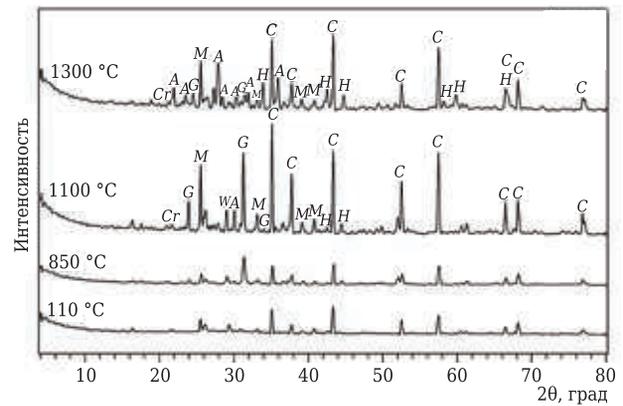


Рис. 3. Рентгенограмма бетона на основе шлакового геополимера при разных температурах обжига: А — анортит; М — муллит; С — корунд; G — геленит; g — гроссит; H — гибонит; Cr — кристобалит

личивается при 1300 °С. Образование гибонита играет важную роль в повышении механической прочности огнеупорных бетонов [38].

На рис. 4 показаны микрофотографии поверхности излома образцов бетонов, обожженных при разных температурах. Микроструктура бетона, высушенного при 110 °С (см. рис. 4, a), состоит в основном из удлиненных игольчатых кристаллов муллита с плотноупакованными зернами корунда. При 1100 °С (см. рис. 4, b) в бетоне обнаруживается образование зерен анортита неправильной формы. Между зернами анортита распределяются пористая структура и стеклофаза. При 1300 °С (см. рис. 4, c) наблюдается пористая сетчатая структура бетона, состоящая из правильных шестиугольных пластинчатых зерен. Это подтверждает, что гибонит является фазой высокотемпературной связи.

Кажущаяся плотность (BD), открытая пористость (AP) и водопоглощение (WA)

На рис. 5 показано влияние температуры обжига на показатели BD, AP и WA образцов бетона. Видно, что тенденция изменения BD противоположна изменениям показателей AP и WA. Снижение BD от 2,47 г/см³ при 110 °С до 2,18 г/см³ при 1300 °С,

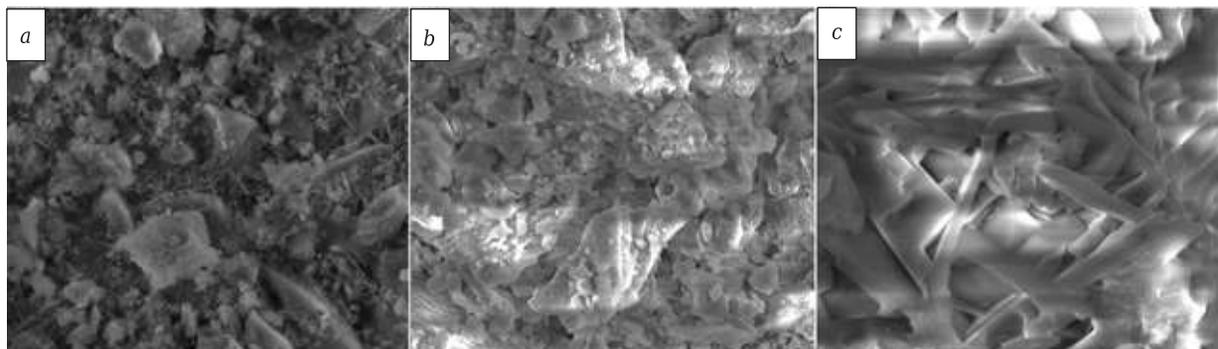


Рис. 4. SEM-микрофотографии бетона на основе шлакового геополимера при разных температурах обжига

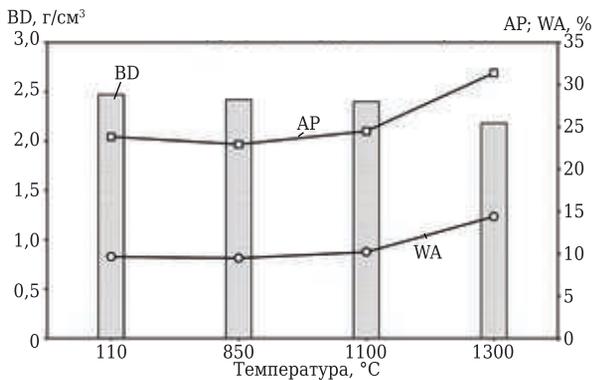


Рис. 5. BD, AP и WA образцов бетонов на основе шлакового геополимера при разной температуре

а также увеличение AP от 23,84 % при 110 °C до 31,39 % при 1300 °C объясняются испарением химически связанной воды при 850 °C [39] и кристаллизацией анортита и гибонита [40, 41]. Это дополнительно подтверждается увеличением WA от 9,65 % при 110 °C до 14,40 % при 1300 °C.

Предел прочности при сжатии (CCS)

Показатели CCS огнеупорных бетонов на основе шлаковых геополимеров в зависимости от температуры обжига показаны на рис. 6. Низкий CCS при 110 °C (45 кг/см²) объясняется недостаточной активацией шлака карбонатом натрия, а следовательно, медленным увеличением количества геополимерного геля. Не вступивший в реакцию шлак действует в системе как наполнитель, поэтому увеличения прочности бетона не наблюдается. При повышении температуры обжига до 850 °C CCS увеличивается до 75 кг/см², а затем снова снижается до 65 кг/см² при 1100 °C. Повышение прочности в диапазоне от 110 до 850 °C можно объяснить образованием системы с большим количеством стеклофазы в результате реакции между оставшимся шлаком и свободной щелочью, выделяющейся при термическом разложении щелочного активирующего вещества (Na₂CO₃) [42]. Дальнейшее повышение темпера-

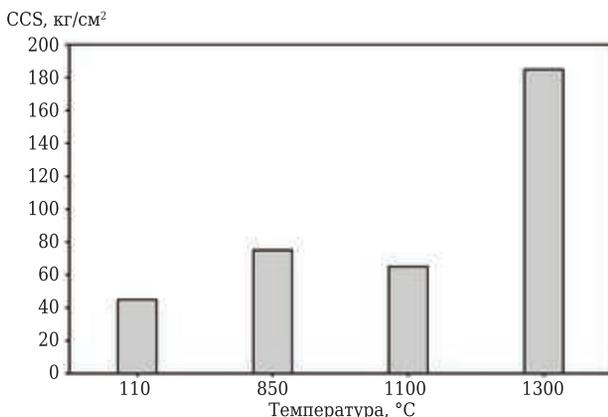


Рис. 6. CCS бетона на основе шлакового геополимера при разной температуре обжига

туры обуславливает превращение стекловидных фаз в кристаллические фазы, такие как гроссит, геленит и волластонит-2М, как уже было показано выше, и поэтому наблюдается снижение CCS. Относительно более высокое значение прочности после обжига при температуре ниже 1300 °C объясняется образованием высокотемпературной связующей фазы — гибонита [43].

Изменение линейных размеров (PLC), температура деформации под нагрузкой (RUL) и термостойкость (TSR)

На рис. 7 показаны показатели PLC и RUL бетона на основе шлакового геополимера. Нулевой показатель PLC бетона отмечается при 110 и 850 °C. Очень незначительное PLC (0,1 %) наблюдается при 1100 °C. При 1300 °C PLC значительно повышается (5,8 %) в результате кристаллизации гибонита.

Известно, что температура деформации под нагрузкой (RUL) огнеупорных бетонов зависит в основном от их химического и гранулометрического составов и морфологии кристаллических и стекловидных фаз, а также от открытой пористости структуры. Как показано на рис. 7, максимальное расширение бетона, изготовленного с применением шлакового геополимера, составляет 0,56 % при 1150 °C. Показатели при T_{0,5} и T₁ регистрируются соответственно при 1330 и 1350 °C; T_{0,5} считается началом размягчения, T₁ — завершением размягчения. Небольшая разница между T_{0,5} и T₁ объясняется пористой структурой бетона. Более высокая пористость вызывает снижение RUL бетона [44].

Огнеупорный бетон на основе геополимера демонстрирует стойкость к термическим ударам вплоть до 15 циклов нагрева до 1000 °C и охлаждения в воде. Хороший показатель термостойкости (TSR) образцов объясняется их неоднородной структурой, которая состоит из стекловидных и кристаллических фаз, таких как муллит, анортит, корунд и гибонит. Многокомпонентная система обладает разными ТКЛР, в результате чего по границам частиц создается напряжение, что, в свою очередь, приводит к образованию большого количества микротрещин и устраняет распростране-

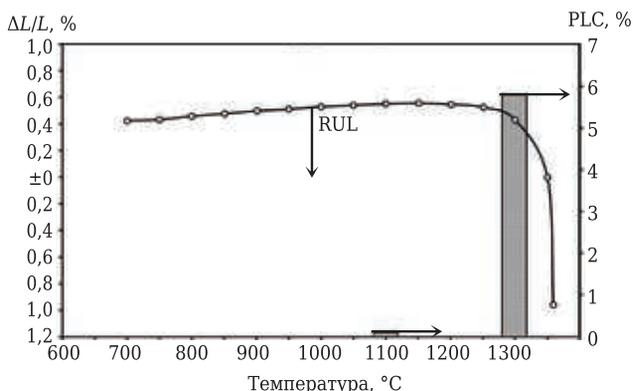


Рис. 7. PLC и RUL бетона на основе шлакового геополимера

ние более крупных трещин. Разные компоненты бетона не только способствуют повышению его стойкости к термическим ударам, но и положительно влияют на его TSR. Кроме того, структура гибонита, являющегося хорошей связкой для компонентов бетона, оказывает на него упрочняющее воздействие. Гибонит обеспечивает также повышение стойкости бетона к термическим ударам, поскольку увеличивает количество энергии, необходимой для распространения трещин. Пористость бетона играет важную роль в поглощении температурных напряжений, которые возникают в процессе термических ударов. Это также ограничивает распространение трещин.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Монолитные огнеупоры получали на основе шлакового геополимера, используемого в качестве связующего. Изучены микроструктура, минеральный состав, физические и механические свойства бетонов при разной температуре. Результаты по-

казали, что разработанные огнеупорные бетоны демонстрируют приемлемые физические и механические свойства. При 1300 °C в бетоне образуется гибонит, что было доказано результатами рентгеновских и микроскопических исследований. Гибонит, несомненно, влияет на CCS бетона. Кроме того, в бетоне обнаружены кротит и гроссит, которые являются основными фазами, образующимися в кальцийалюминатном цементе. Поэтому огнеупорные бетоны на основе шлакового геополимера рекомендуются использовать в зоне подогрева туннельных печей, в холодильниках вращающихся печей, а также в таких тепловых агрегатах, как реакторы, установки риформинга, теплообменники, нагреватели, агрегаты высокого давления в нефтехимической промышленности, на химических предприятиях, в котлах и трубопроводах.

Авторы выражают благодарность научно-исследовательскому отделу компании «Эсфур фор Майнинг энд Рефракториз» (Asfour for Mining and Refractories) за предоставленное сырье.

Библиографический список

1. **Luz, A. P.** Mullite-based refractory castable engineering for the petrochemical industry / A. P. Luz, A. B. Silva Neto, T. Santos [et al.] // *Ceram. Int.* — 2013. — Vol. 39, № 8. — P. 9063–9070. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.05.001>.
2. **Singh, A. K.** Nano mullite bonded refractory castable composition for high temperature applications / A. K. Singh, R. Sarkar // *Ceram. Int.* — 2016. — Vol. 42, № 11. — P. 12937–12945. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.05.066>.
3. **Nandi, D. N.** Future trends in application of monolithic refractories in the cement industry / D. N. Nandi // *Trans. Indian Ceram. Soc.* — 1983. — Vol. 42, № 6. — P. 164–168. <https://doi.org/10.1080/0371750X.1983.10822658>.
4. **Nouri-Khezrabad, M.** Nano-bonded refractory castables / M. Nouri-Khezrabad, M. A. L. Braulio, V. C. Pandolfelli [et al.] // *Ceram. Int.* — 2013. — Vol. 39, № 4. — P. 3479–3497. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2012.11.028>.
5. **Berjonneau, J.** The development of a thermodynamic model for Al₂O₃–MgO refractory castable corrosion by secondary metallurgy steel ladle slags / J. Berjonneau, P. Prigent, J. Poirier // *Ceram. Int.* — 2009. — Vol. 35, № 2. — P. 623–635. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2008.04.002>.
6. **Lee, W. E.** Castable refractory concretes / W. E. Lee, W. Vieira, S. Zhang [et al.] // *Int. Mater. Rev.* — 2001. — Vol. 46, № 3. — P. 145–167. <https://doi.org/10.1179/095066001101528439>.
7. **Zare, S.** Improving in situ spinel refractory castables using a novel binder / S. Zare, A. Monshi, A. Saïdi // *Ceram. Int.* — 2016. — Vol. 42, № 5. — P. 5885–5896. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.12.134>.
8. **Luz, A. P.** MgO fumes as a potential binder for in situ spinel containing refractory castables / A. P. Luz, L. B. Consoni, C. Pagliosa [et al.] // *Ceram. Int.* — 2018. — Vol. 44, № 13. — P. 15453–15463. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.05.201>.
9. **Hossain, S. S.** Waste rice husk ash derived sol: a potential binder in high alumina refractory castables as

- a replacement of hydraulic binder / S. S. Hossain, P. K. Roy // *J. Alloys Compd.* — 2020. — Vol. 817. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152806>.
10. **Yang, S.** Improved corrosion resistance of Al₂O₃–SiC–C castables through in situ carbon containing aluminate cement as binder / S. Yang, G. Xiao, D. Ding [et al.] // *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* — 2020. — Vol. 17, № 3. — P. 1044–1051. <https://doi.org/10.1111/ijac.13474>.
11. **Davidovits, J.** Geopolymers: Ceramic-like inorganic polymers / J. Davidovits // *J. Ceram. Sci. Technol.* — 2017. — Vol. 8, № 3. — P. 335–350. <https://doi.org/10.4416/JCST2017-00038>.
12. **Davidovits, J.** Geopolymer cements to minimize carbon dioxide greenhouse warming / J. Davidovits // *Ceram. Trans.* — 1993. — Vol. 37, № 1. — P. 165–182.
13. **Chen, X.** Method to stop geopolymer reaction / X. Chen, A. Meawad, L. J. Struble // *J. Am. Ceram. Soc.* — 2014. — Vol. 97, № 10. — P. 3270–3275. <https://doi.org/10.1111/jace.13071>.
14. **Matsuda, A.** Reaction, phases, and microstructure of fly ash-based alkali-activated materials / A. Matsuda, I. Maruyama, A. Meawad [et al.] // *J. Adv. Concr. Technol.* — 2019. — Vol. 17, № 3. — P. 93–101. <https://doi.org/10.3151/jact.17.93>.
15. **Ma, C.** Preparation of cleaner one-part geopolymer by investigating different types of commercial sodium metasilicate in China / C. Ma, G. Long, Y. Shi, Y. Xie // *J. Clean. Prod.* — 2018. — Vol. 201. — P. 636–647. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2018.08.060>.
16. **Ma, C.** Properties and characterization of green one-part geopolymer activated by composite activators / C. Ma, B. Zhao, S. Guo [et al.] // *J. Clean. Prod.* — 2019. — Vol. 220. — P. 188–199. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2019.02.159>.
17. **Nematollahi, B.** Synthesis of heat and ambient cured one-part geopolymer mixes with different grades of sodium silicate / B. Nematollahi, J. Sanjayan, F. U. A. Shaikh // *Ceram. Int.* — 2015. — Vol. 41, № 4. — P. 5696–5704. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.12.154>.

18. Worldsteel Association. Retrieved September 15, 2017 from <http://www.worldsteel.org/statistics/crude-steelproduction.html>. 2016 (SUPPL. 4/3).
19. **Dung, N. T.** Cementitious properties and microstructure of an innovative slag eco-binder / *N. T. Dung, T. P. Chang, C. T. Chen, T. R. Yang* // *Mater. Struct. Constr.* — 2016. — Vol. 49, № 5. — P. 2009–2024. <https://doi.org/10.1617/s11527-015-0630-6>.
20. **Hung, C. C.** Effect of mixture variables on durability for alkali-activated slag cementitious / *C. C. Hung, Y. C. Wu, W. T. Lin* [et al.] // *Materials (Basel)*. — 2018. — Vol. 11, № 11. <https://doi.org/10.3390/ma11112252>.
21. **Zhang, Q.** Influence of different activators on microstructure and strength of alkali-activated nickel slag cementitious materials / *Q. Zhang, T. Ji, Z. Yang, C. Wang, H. Wu* // *Constr. Build. Mater.* — 2020. — Vol. 235. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.117449>.
22. **Zhu, G.** Study on cementitious properties of steel slag / *G. Zhu, Y. Hao, C. Xia* [et al.] // *J. Min. Metall. Sect. B. Metall.* — 2013. — Vol. 49, № 2. — P. 217–224. <https://doi.org/10.2298/JMMB120810006Z>.
23. **Qiang, W.** Influence of classified steel slag with particle sizes smaller than 20 μm on the properties of cement and concrete / *W. Qiang, S. Mengxiao, Y. Jun* // *Constr. Build. Mater.* — 2016. — Vol. 123. — P. 601–610. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.07.042>.
24. **Li, Z. B.** Powder characteristics and cementitious properties of steel slag used as supplementary cementitious materials / *Z. B. Li, T. S. He, X. G. Zhao, S. Y. Zhao* // *Mater. Sci. Forum.* — 2017. — Vol. 893 MSF. — P. 384–388. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.893.384>.
25. **Jiao, H. Zh.** Cementitious property of NaAlO_2 -activated Ge slag as cement supplement / *H. Zh. Jiao, S. F. Wang, A. X. Wu* [et al.] // *Int. J. Miner. Metall. Mater.* — 2019. — Vol. 26, № 12. — P. 1594–1603. <https://doi.org/10.1007/s12613-019-1901-y>.
26. **San-José, J. T.** The performance of steel-making slag concretes in the hardened state / *J. T. San-José, I. Vegas, I. Arribas, I. Marcos* // *Mater. Des.* — 2014. — Vol. 60. — P. 612–619. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.04.030>.
27. **Coppola, L.** Electric arc furnace granulated slag for sustainable concrete / *L. Coppola, A. Buoso, D. Coffetti* [et al.] // *Constr. Build. Mater.* — 2016. — Vol. 123. — P. 115–119. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.06.142>.
28. **Wang, Q.** Influence of steel slag on mechanical properties and durability of concrete / *Q. Wang, P. Yan, J. Yang, B. Zhang* // *Constr. Build. Mater.* — 2013. — Vol. 47. — P. 1414–1420. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2013.06.044>.
29. **Dinger, D.** Particle packing. III. Discrete versus continuous particle sizes / *D. Dinger, J. Funk* // *Interceram.* — 1992. — Vol. 41, № 5. — P. 332–334.
30. **ASTM C860-15.** Standard Test Method for Determining the Consistency of Refractory Castable Using the Ball-In-Hand Test, ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org. 2019.
31. **ASTM C20-00.** Standard Test Methods for Apparent Porosity, Water Absorption, Apparent Specific Gravity, and Bulk Density of Burned Refractory Brick and Shapes by Boiling Water, ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org. 2015.
32. **ASTM C133-97.** Standard Test Methods for Cold Crushing Strength and Modulus of Rupture of Refractories, ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org. 2015.
33. **ASTM C113-14.** Standard Test Method for Reheat Change of Refractory Brick, ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org. 2019.
34. **ASTM C1525-18.** Standard Test Method for Determination of Thermal Shock Resistance for Advanced, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018, www.astm.org. 2018.
35. **ISO 1893:2007.** Refractory products—Determination of refractoriness under load—Differential method with rising temperature). 1989.
36. **Cheng, X.** Fabrication and characterization of anorthite-based ceramic using mineral raw materials / *X. Cheng, S. Ke, Q. Wang* [et al.] // *Ceram. Int.* — 2012. — Vol. 38, № 4. — P. 3227–3235. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2011.12.028>.
37. **Capoglu, A.** A novel low-clay translucent whiteware based on anorthite / *A. Capoglu* // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2011. — Vol. 31, № 3. — P. 321–329. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2010.10.004>.
38. **Otroj, S.** Microstructure and phase evolution of alumina-spinel self-flowing refractory castables containing nano-alumina particles / *S. Otroj, A. Daghighi* // *Ceram. Int.* — 2011. — Vol. 37, № 3. — P. 1003–1009. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.11.013>.
39. **Kumar, P. H.** Implementation of industrial waste ferrochrome slag in conventional and low cement castables: effect of microsilica addition / *P. H. Kumar, A. Srivastava, V. Kumar* [et al.] // *J. Asian Ceram. Soc.* — 2014. — Vol. 2, № 2. — P. 169–175. <https://doi.org/10.1016/j.jascer.2014.03.004>.
40. **Tunç, T.** The effects of mechanical activation on the sintering and microstructural properties of cordierite produced from natural zeolite / *T. Tunç, A. Ş. Demirkiran* // *Powder Technol.* — 2014. — Vol. 260. — P. 7–14. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2014.03.069>.
41. **Lamara, S.** Effect of temperature and magnesia on phase transformation kinetics in stoichiometric and non-stoichiometric cordierite ceramics prepared from kaolinite precursors / *S. Lamara, D. Redaoui, F. Sahnoune, N. Saheb* // *J. Therm. Anal. Calorim.* — 2019. — Vol. 137, № 1. — P. 11–23. <https://doi.org/10.1007/s10973-018-7923-2>.
42. **Feng, D.** Thermal activation of albite for the synthesis of one-part mix geopolymers / *D. Feng, J. L. Provis, J. S. J. Van Deventer* // *J. Am. Ceram. Soc.* — 2012. — Vol. 95, № 2. — P. 565–572. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2011.04925.x>.
43. **Abbasian, A. R.** Effect of deflocculants on microsilica containing ultra low cement Al_2O_3 -SiC refractory castable / *A. R. Abbasian, M. R. Rahimpour, H. Nouranian* [et al.] // *Ind. Ceram.* — 2010. — Vol. 30, № 2. — P. 113–119.
44. **Ewais, Emad Mohamed M.** Refractory castables based on SiC slab waste / *Emad Mohamed M. Ewais, Nagy M. Khalil* // *J. Ceram. Soc. Jpn.* — 2010. — Vol. 118, № 2. — P. 122–127. ■

Получено 15.04.21

© Ахмед Абдель-Азим, Эмад Эвайс, Сафаа Эль-Гамаль, Амр Мевад, 2021 г.

© Пер. — С. Н. Клявлинка (ООО «Комбинат «Магнезит»), 2021 г.