

К. Т. Н. В. А. Ровнушкин¹, К. Т. Н. Л. М. Аксельрод² (✉), Л. А. Смирнов¹,
К. Т. Н. С. А. Спирин¹, К. Т. Н. Т. В. Ярушина², И. Г. Марясев²,
К. Т. Н. Э. В. Вислогузова³, С. Ю. Фефелов²

¹ ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург, Россия

² ООО «Группа Магнезит», г. Сатка Челябинской обл., Россия

³ ОАО ЕВРАЗ НТМК, г. Нижний Тагил, Россия

УДК 666.762.32.017: 620.178.16

МЕХАНИЗМ КОРРОЗИИ ОГНЕУПОРОВ RH-ВАКУУМАТОРА ИЗВЕСТКОВОСИЛИКАТНЫМИ ШЛАКАМИ РАЗЛИЧНОЙ ОСНОВНОСТИ

Приведены результаты лабораторного исследования взаимодействия промышленного самораспадающегося шлака после обработки стали в агрегате ковш-печь ОАО НТМК и синтетического шлака системы CaO–SiO₂–Al₂O₃ с пятью видами периклазошпинелидных огнеупоров производства предприятий Группы Магнезит в России и Словакии («Slovmag»), а также двух китайских производителей. Проведено сравнение шлакоустойчивости огнеупоров, исследован их минерально-фазовый состав до и после испытания.

Ключевые слова: периклазохромитовый огнеупор, RH-вакууматор, коррозия, футеровка, шлакоустойчивость.

ВВЕДЕНИЕ

Износ периклазохромитовых огнеупоров, применяемых для патрубков RH-вакууматора, магнийсодержащими известково-глиноземистыми или известковосиликатными шлаками происходит в первую очередь в результате их проникновения в поры футеровки, взаимодействия с минеральными фазами огнеупора с образованием жидких алюминатов кальция или твердых соединений типа шпинели MgO·Al₂O₃, силикатов, в том числе двухкальциевого 2CaO·SiO₂ [1–5]. В зависимости от состава и количества образовавшихся фаз происходит либо потеря высокотемпературной прочности и термостойкости огнеупора, либо при охлаждении до низких температур изменение кристаллической структуры двухкальциевого силиката (модификационный β–γ-переход) с увеличением объема фазы, что обуславливает образование глубоких трещин, сколов футеровки и макроэрозию огнеупоров. Последний механизм разрушения футеровки во многом определяет стойкость огнеупоров при вакуумировании металла транспортного назначения с содержанием алюминия менее 0,004 % с использованием высокоизвестковых фторсодержащих шлаков с ограниченным содержанием

алюминия и низким содержанием оксидов железа. Анализ ряда факторов показывает, что поверхностная эрозия огнеупоров шлаком и металлом может значительно влиять на формирование в стали оксидных неметаллических включений, содержащих MgO·Al₂O₃, даже при использовании шлаков с низким содержанием Al₂O₃. Одним из возможных механизмов является попадание частиц хромшпинелидной фазы огнеупора в металл с последующим интенсивно протекающим восстановлением оксидов железа и хрома углеродом металла в условиях вакуумирования.

В настоящей работе ставилась цель уточнить механизм коррозии периклазохромитовых огнеупоров известковосиликатными шлаками и сравнить шлакоустойчивость огнеупоров разных производителей.

ХАРАКТЕРИСТИКА МАТЕРИАЛОВ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исследования проводили статическим тигельным методом. Использовали самораспадающийся промышленный шлак, отобранный после внепечной обработки стали в агрегате ковш-печь (АКП). Шлаки формируются на основе извести, плавикового шпата, небольшого количества конвертерного шлака, продуктов осадочного и диффузионного раскисления и содержат, мас. %: CaO 48–56, MgO 7,0–10,0, SiO₂ 16–22, Al₂O₃ 10–16, MnO 0,2–0,4, FeO 0,5–1,0, CaF 5–10. Концентрация MgO близка к



Л. М. Аксельрод
E-mail: lakselrod@magnezit.com

Таблица 1. Химический состав и свойства исследованных огнеупоров А–Д

Показатели	А*1	Б	В	Г	Д
Массовая доля в огнеупоре, %:					
MgO	60,3	58,3	60,5	62,2	59,7
Al ₂ O ₃	6,43	6,50	5,06	4,37	5,23
SiO ₂	0,88	0,85	1,00	1,11	0,97
CaO	0,70	0,74	0,72	0,92	0,98
Fe ₂ O ₃	11,3	11,4	9,32	7,97	11,18
Cr ₂ O ₃	20,2	22,0	21,2	21,1	20,8
m _{прк}	0,12	0,19	1,18	2,32	1,14
Пропитка MgSO ₄	Присутствует	Отсутствует		Присутствует	
Предел прочности при сжатии, МПа	144,0	122,0	99,3	151,6	91,5
Открытая пористость, %	9,8	10,9	9,7	9,1	12,7
Кажущаяся плотность, г/см ³	3,42	3,43	3,38	3,35	3,30
Температура начала размягчения под нагрузкой, °С	> 1700	> 1700	> 1700	> 1700	> 1700
Предел прочности при изгибе, МПа, при температуре, °С:					
20	20,0	8,5	19,6	22,0	20,3
600	13,7	9,1	12,1	11,0	11,4
900	18,4	16,7	17,2	16,0	17,1
1200	22,9	23,5	20,1	13,1	16,4
1400	8,1	10,3	7,9	5,6	7,7
Газопроницаемость, мкм ²	0,029	0,252	0,181	0,046	0,035
Относительное удлинение в интервале 20–1500 °С, %*2	1,714	1,624	1,704	1,793	1,820

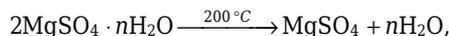
*1 Содержит бадделлит.
*2 В направлении, перпендикулярном оси прессования.

пределу растворимости. Для сопоставительных исследований использовали нераспадающийся синтетический шлак системы CaO–SiO₂–Al₂O₃ эвтектического состава, мас. %: CaO 38, SiO₂ 42, Al₂O₃ 20. Вследствие высокой растворимости в нем MgO количество поглощенного MgO при 1600–1650 °С может составлять до 70–80 % массы шлака. Оба шлака имеют сравнительно низкую вязкость (0,1–0,2 Па · с) при температурах внепечной обработки стали.

Химический состав и физико-механические свойства исследованных огнеупоров производства Группы Магнезит на предприятиях в России (А, Б), Словакии (В) и двух китайских производителей (Г, Д) приведены в табл. 1. Исследуемые огнеупоры представляют собой хромсодержащие изделия, изготовленные на основе плавящихся материалов с непосредственной связью высокотемпературных фаз («прямосвязанные») и обожженные при высокой температуре.

Все операции по резке образцов и изготовлению тиглей для проведения опытов проводили сухим способом без использования воды для охлаждения. Диаметр и высота тигля составляли 58–60 мм, диаметр внутренней полости 26,5 мм, глубина 40 мм. Для оценки влияния

повторного нагрева на свойства огнеупоров образцы (тигли) А, В и Д были подвергнуты дополнительному обжигу при 1680 °С, который привел к увеличению их объема и снижению кажущейся плотности: незначительно (на +0,18 % и –0,18 %) у тигля А, более заметно (+0,82 % и –2,38 %) у тигля В, (+0,83 % и –3,86 %) у тигля Д. По-видимому, разложение MgSO₄ · nH₂O по нижеприведенным реакциям приводит к разрыхлению структуры огнеупора и, возможно, к увеличению доли открытых пор:



Опыты проводили в печи Таммана с угольным нагревателем. Тигель с загруженным в него шлаком устанавливали на корундовую или графитовую подставку и помещали в нагретую печь. Затем по мере расплавления в тигель порционно добавляли шлак до заданной массы. При 1550–1650 °С проводили выдержку в течение 10–30 мин, в процессе которой отбирали пробы шлака. После охлаждения до 1050–1150 °С тигель извлекали из печи и охлаждали на воздухе. Затем изготавливали образцы для исследования методами оптической

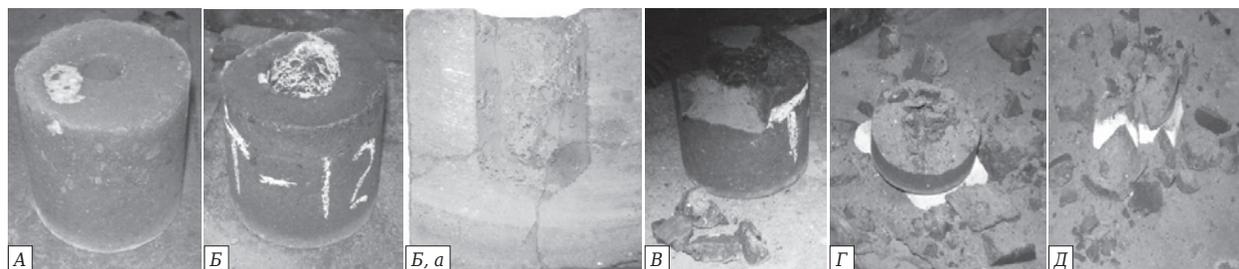


Рис. 1. Тигли после испытаний при 1550 °С, расходе промышленного шлака ~ 42 г и выдержке 20 мин; Б, а — гарнисаж на стенках тигля

и электронной микроскопии. Было изучено поведение огнеупоров в 36 опытах и проведено 18 материаловедческих исследований.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ОГНЕУПОРОВ СО ШЛАКОМ АКП

В первой группе опытов была проведена оценка максимальной массы шлака, которую можно проплавить в тигле до прекращения пропитки. Оценка вместимости тиглей по шлаку, исходя из их открытой пористости (~ 20 %), объема огнеупорной части тигля и внутренней полости, показала, что она составляла примерно 145 г (плотность шлака АКП при 1600 °С около 2,7 г/см³). Из-за низкой плотности порошка шлака продолжительность проплавления составила значительную часть длительности опыта, причем формирование шлака различалось в зависимости от вида огнеупора. Наиболее быстро он впитывался в тиглях Г и Д, наиболее медленно — в тигле В. В конце опыта удалось отобрать пробы шлака намораживанием только у тиглей Б и В, а у остальных тиглей получить только соскребы с внутренней поверхности. Переход MgO и Cr₂O₃ в жидкую часть шлака был незначительным, мас. %: ΔMgO 0,5–5,0 %, ΔCr₂O₃ 0–1,5 %. Состав соскребов, мас. %: MgO 31,9–43,1, CaO 26,2–34,8, Cr₂O₃ 5,51–12,74. Количество шлака, ушедшего на проплавку в ходе опыта, приведено ниже:

Тигель.....	А	Б	В
Масса шлака, г.....	161,0	131,8	118,0
Отношение массы шлака к массе тигля (удельный расход)	0,318	0,259	0,236
Тигель.....	Г	Д	
Масса шлака, г.....	164,8	238,3	
Отношение массы шлака к массе тигля (удельный расход)	0,326*	0,509	

* Пробы шлака не хватило для полной загрузки тигля.

Оценить остаточное количество шлаковой фазы в тиглях не удалось, так как они начали

разрушаться еще в горячем состоянии. После окончания опытов обнаружилось протекание фильтрата шлака через тигель в холодную зону печи (у тигля А — небольшое, у тиглей Г и Д — значительное).

Во второй группе опытов количество расплавляемого шлака АКП снизили до 42–43 г (удельный расход 0,084–0,092), продолжительность выдержки до 20 мин. При выдержке при 1550 °С тигли А и Б остались целыми с образованием небольших трещин и пригодными для изготовления шлифов для материаловедческих исследований. Форма тигля В после охлаждения сохранилась с образованием трещин, при разрезании тигель разрушился на куски. Тигли Г и Д, как и в первой серии опытов, тоже разрушились (рис. 1). В тиглях А и Б обнаружено образование гарнисажа, в конце опыта осталось небольшое количество шлака (< 2 г порошка) следующего состава, мас. %: CaO 54,8–56,3, MgO 11,5–13,1 (прирост ΔMgO 4,1–6,0 %), Cr₂O₃ 0,53–1,66. При проведении опыта с тиглем А со ступенчатой выдержкой 1550 (~7 мин), а затем с нагревом до 1650 °С также обнаружен гарнисаж, аналогичный образовавшемуся в тигле Б (см. рис. 1). При начальной температуре опыта 1600 °С гарнисаж в тигле А не формируется; внутренняя поверхность тигля глазурованная.

В третьей группе опытов исследовали шлакоустойчивость тиглей Б, Г и Д, изготовленных из образцов без и после дополнительного обжига при 1680 °С. Диаметр полости тигля 14,5 мм, масса шлака в одном опыте 6,5, в остальных 20 г, температура 1600 °С, продолжительность выдержки 10 мин. Тигли Б и Г без дополнительного обжига после опытов остались целыми, тигель Д покрылся трещинами. Тигель Б из образцов, подвергнутых повторному обжигу, после опытов остался целым, тигли Г и Д покрылись трещинами. Во всех опытах шлак впитался в огнеупор тигля. По данным рентгеновского анализа после опыта с огнеупорами, подвергнутыми дополнительному обжигу, у тиглей Г и Д зафиксировано образова-

Таблица 2. Минерально-фазовый состав тигля А после испытаний на шлакоустойчивость

Компонент	Содержание компонента, %, в зоне*			
	восстановления металлов (10,2)	наименее измененной (27,3)	пропитки ларнитом (61,8)	рабочей (0,7)
Периклаз	47–52	47–52	48–50	75–81
Хромшпинелид, в том числе вторичный	37–42	40–45	40–43	2–5
Форстерит	< 1	3–5	–	–
Монтichelлит	3–4	2–3	–	–
Мервинит	1–2	–	–	10–14
Ларнит	–	–	5–8	–
Алюминат кальция	–	–	2–3	–
Бадделеит, твердый раствор бадделеита с CaO	1–2	1–2	–	–
Цирконат кальция	–	–	< 1	≤ 1
Mg–Al–Fe-шпинель	–	–	–	4–7
Металл, пирит	4–5	< 1	–	–

* В скобках указана мощность зоны, % общей площади разреза тигля.

ние $\gamma\text{-Ca}_2\text{SiO}_4$, которое не отмечалось у этих же тиглей без дополнительного обжига.

Методами оптической и электронной микроскопии изучали образцы тиглей, распиленных по вертикали (см. рис. 1, образец Б, а). У всех сохранившихся тиглей выделены 4 зоны по площади шлифа: зона восстановления металла на наружной поверхности тигля, наименее измененная зона, зона пропитки ларнитом, рабочая зона (при расходе шлака < 20 г не обнаруживается). Шлаковая корочка отсутствует, так как не впитавшийся в огнеупор шлак при охлаждении рассыпается. Минерально-фазовый состав тигля А по зонам приведен в табл. 2 (1600 °С, расход шлака 42,3 г), у остальных тиглей (за исключением бадделеита и цирконата кальция) состав по зонам аналогичен.

Образование зоны восстановления металлов на боковой и донной (при использовании графитовой подставки) поверхностях тигля обусловлено восстановительной атмосферой печи (CO + N₂). Продуктами восстановления

хромшпинелидов и разложения MgSO₄ являются железо, сульфид железа и в небольших количествах сульфид хрома (сульфиды Fe и Cr в тигле Б отсутствуют). Зона восстановления характеризуется достаточно интенсивным спеканием фаз, общая открытая пористость 2–3%. Силикаты представлены в основном монтichelлитом. Изменение состава бадделеита (тигель А) не происходит, в остальном минеральный состав соответствует наименее измененной зоне. В наименее измененной зоне отмечено, что зерна плавленного периклазохромита повсеместно покрыты трещинами, повышена неоднородность зерен вторичного хромшпинелида: содержание Cr₂O₃ в центре зерна выше, чем на границах (на 3–4%), а концентрация Al₂O₃ на периферии значительно превышает ее в центре зерна (на ~ 8%).

В зоне пропитки (см. табл. 2), занимающей около 60% объема тигля, меняется состав примесных частиц — полностью исчезает монтichelлит и заменяется ларнитом, которым насыщаются зерна периклазохромита и вторичного хромшпинелида. Образуются пленки алюмината кальция, расположенные наряду с пленками ларнита в тонкомолотой составляющей. На основе бадделеита и оксида кальция шлакового расплава образуется цирконат кальция. Отмечены поры-трещины, расположенные на внутренних боковых поверхностях тигля. Они извилистые, проходят по тонкомолотой составляющей, пронизывают всю зону пропитки ларнитом и затухают в районе контакта с наименее измененной зоной. Заполнение трещин ларнитом не наблюдается.

Рабочая зона очень небольшая (см. табл. 2, рис. 2) и характеризуется наряду с изменениями размера и состава периклазохромита об-

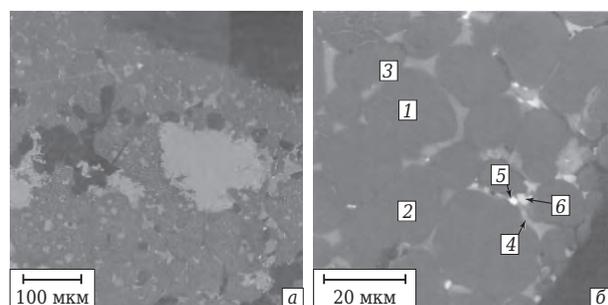


Рис. 2. Микроструктура рабочей зоны тигля А после испытаний со шлаком АКП при 1600 °С: 1, 2 — периклазохромит; 3 — мервинит; 4 — Mg–Al–Fe-шпинель; 5 — цирконат кальция с титаном; 6 — хромшпинелид; а — ×200; б — ×1400

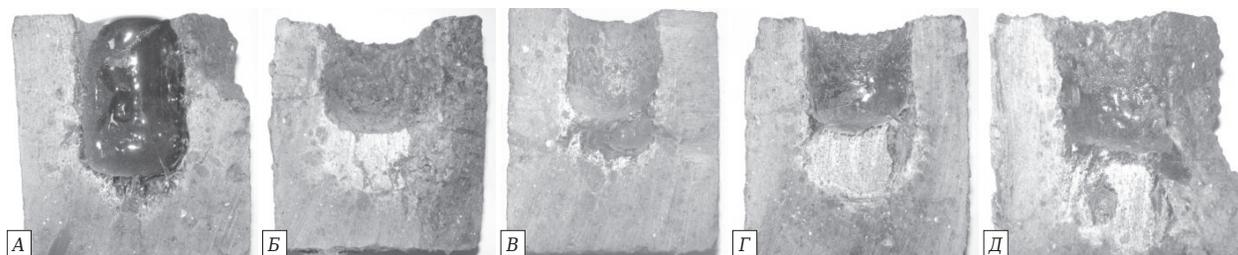


Рис. 3. Фотографии разрезов тиглей (А–Д) после выдержки в них синтетического шлака при 1600 °С в течение 30 мин

разованием мервинита, цирконата кальция и шпинелида переменного магнийалюможелезистого состава, приуроченного к составу пленок мервинита. Следует отметить, что содержание оксида хрома в силикатных фазах (монтichelлите, ларните и мервините) составляет 0,5–1,6 %, в цирконате кальция оно более высокое (2,6 %). В алюминате кальция хром не обнаружен.

В целом анализ тигля А показал достаточно заметное изменение общего состава огнеупора от края тигля к рабочей зоне и значительную миграцию диоксида циркония к краю тигля. Наиболее легкоплавкими составляющими шлака пропитывается весь огнеупор. Разложение фторидов кальция протекает не полностью и в зоне пропитки ларнитом концентрация фтора достигает 0,13 % (до 1,0–1,3 % в силикатах, алюминатах, если считать, что фтор связан с ними). Снижение температуры опытов до 1550 °С привело к образованию в процессе плавления шлака пористой шлаковой корочки (гарнисажа), не удаляющейся при повышении температуры до 1650 °С. Гарнисаж состоит из ларнита (в основном), магнезиоферрита переменного состава и двухкальциевого феррита.

Исследования качества керамических связей в зоне пропитки показали, что доля закрытых, мелких и изолированных пор в тонкомолотой составляющей (Т/М) в общей открытой пористости максимальна у тигля А. Качество керамических связей между периклазом и Т/М, хромшпинелидом и Т/М, а также тонкомолотых частиц друг с другом снижается в ряду: А, Б ≈ В, Д и Г. Дополнительный обжиг огнеупоров и протекающее при этом разложение $MgSO_4$ приводят к повышению пористости огнеупоров.

В целом исследование пропитки огнеупоров фторсодержащими основными известково-силикатными шлаками показывает, что шлаки микронеоднородны несмотря на низкую вязкость при 1500 °С, ассимилируются огнеупором с высокой скоростью, но количество формирующихся легкоплавких фаз, по-видимому, ниже, чем при применении известковоглиноземистых шлаков [4].

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ С СИНТЕТИЧЕСКИМ ШЛАКОМ

Синтетический шлак интенсивно взаимодействует с огнеупорами уже в процессе его плавления при загрузке в тигель. Пропитка происходит по всему объему тигля, поверхность внутренней емкости тигля изъеденная, бугристая (рис. 3) за счет «вымывания» в шлак частиц периклазохромита и хромшпинелида (рис. 4, а, б). Оксид магния периклазохромита быстро растворяется в шлаке, а хромшпинелиды (вследствие низкой растворимости трехвалентного хрома в шлаках системы $CaO-MgO-SiO_2-Al_2O_3$ при молярной основности $CaO/SiO_2 \approx 1$ и выше и кинетического режима растворения шпинелидов в оксидных расплавах [6]) сохраняют свою форму, а также за счет объединения частиц увеличиваются в размерах. Мелкие хромшпинелиды, перешедшие из тонкомолотой составляющей, также незначительно растворяются в шлаке. За счет увеличения концентрации MgO и перехода твердых частиц хромшпинелида в шлак его вязкость, особенно вблизи границы с огнеупором, возрастает и пропитка огнеупора шлаком прекращается.

Интенсивность взаимодействия огнеупоров с синтетическим шлаком различна. По данным рис. 3 и химического состава шлака и участков

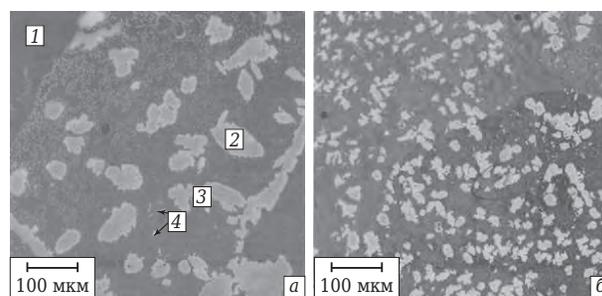


Рис. 4. Микроструктура границы синтетического шлака (а — шлаковая корочка) и рабочей зоны (б — контакт огнеупора со шлаком) тигля А после испытаний при 1600 °С: а — 1, 3 — стекло; 2, 4 — хромшпинелиды; б — светло-серое — стекло с выделениями монтichelлита; темно-серое (огнеупор) — периклазохромит, периклаз. $\times 175$

Таблица 3. Химический состав синтетических шлаков после испытаний на шлакоустойчивость (1600 °С, выдержка 30 мин, расход шлака 100–105 г)

Оксид	Массовая доля оксида, %, в тигле*				
	А	Б	В	Г	Д
CaO	29,17 / (33,7; 34,8)	18,71 / 26,9	28,57 / 32,4	21,0 / 32,8	27,76 / 30,6
MgO	3,00 / (1,9; 4,7)	16,32 / 12,1	7,42 / 7,52	15,70 / 8,32	9,10 / 8,26
SiO ₂	42,0 / –	27,1 / –	39,1 / –	30,1 / –	38,4 / –
Al ₂ O ₃	23,43 / –	19,57 / –	20,9 / –	21,3 / –	21,3 / –
Cr ₂ O ₃	1,66 / (0; 1,66)	15,06 / 12,10	2,35 / 2,87	9,61 / 2,02	2,02 / 3,35
Fe ₂ O ₃	0,7 / –	3,2 / –	1,6 / –	2,2 / –	1,4 / –

* В числителе — в шлаковой корочке (растровый электронный микроскоп); в знаменателе — в пробе шлака из тигля, полученной намораживанием в конце опыта (химический анализ); расход шлака для тигля В 45,8 г (малый тигель).

шлака (шлаковой корочки), примыкающих к огнеупору (табл. 3), наименьшее взаимодействие шлака с огнеупорами наблюдается у тигля А, затем у тигля В, далее возрастает у тиглей Г и Д, максимальное — у тигля Б. Судя по характеру растворения огнеупоров, определяющим в шлакоустойчивости периклазохромитовых огнеупоров при взаимодействии со шлаками с высокой растворимостью MgO является прочность границ между частицами периклазохромита и периклаза с хромшпинелидом. Выделение оксида магния при разложении сульфата магния приводит к увеличению прочности границ. Введение бадделеита в состав огнеупоров А также повышает их шлакоустойчивость.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Тигельным методом изучено взаимодействие периклазохромитовых огнеупоров различных производителей с известковосиликатными шлаками с низкой и высокой растворимостью в них MgO. Образцы огнеупоров и шлаков после испытаний исследовали методами оптической и электронной микроскопии, а также химического анализа. Коррозия огнеупоров самораспадающимися основными известковосиликатными шлаками определяется, во-первых, макрокоррозией за счет образования трещин и послонного скалывания огнеупоров за счет $\beta \rightarrow \gamma$ -перехода двухкальциевого силиката при значительном охлаждении футеровки патруб-

Библиографический список

1. **Собакин, А. Б.** Влияние параметров структуры огнеупоров на их пропитку шлаком в условиях вакуумирования стали / А. Б. Собакин, Е. С. Борисовский, Ф. С. Каплан [и др.] // Огнеупоры. — 1990. — № 10. — С. 1–7.
2. **Ровнушкин, В. А.** Исследование влияния состава ковшового шлака и огнеупоров на стойкость футеровки вакууматоров RH / В. А. Ровнушкин, Э. А.

ка RH-вакууматора и, во-вторых, образованием в рабочей зоне фаз со сравнительно низкой температурой плавления, что приводит к поверхностной коррозии огнеупора в процессе эксплуатации. Количество жидких фаз при использовании основных известковосиликатных шлаков оценивается более низким по сравнению с известковоглиноземистыми шлаками (~ 30 % Al₂O₃). Стойкость огнеупоров с одинаковой общей пористостью повышается с увеличением доли микропор.

При взаимодействии огнеупоров со шлаками с высокой растворимостью MgO протекает интенсивная коррозия границ раздела зерен периклазохромита и периклаза и хромшпинелида. Они «вымываются» в оксидный расплав, в котором MgO усваивается последним, а зерна хромшпинелида растворяются незначительно из-за низкой растворимости оксидов хрома в малолегированных шлаках при CaO/SiO₂ ≥ 1. Повышению прочности границ раздела между зернами периклазохромита, периклаза и хромшпинелида способствует пропитка сульфатом магния. Кроме того, росту прочности межзеренных границ способствует введение бадделеита.

* * *

Исследования выполнены при поддержке гранта РФФИ № 13-08-12167.

Вислогузова, С. А. Спири́н [и др.] // Новые огнеупоры. — 2005. — № 3. — С. 33–36.

Rovnushkin, V. A. Composition of ladle slag and refractory materials and its effect on the wear resistance of the lining of an RH vacuum degasser / V. A. Rovnushkin, E. A. Visloguzova, S. A. Spirin [et al.] // Refractories and Industrial Ceramics. — 2005. — Vol. 46, № 3. — P. 193–196.

3. **Вислогужева, Э. А.** Исследование влияния технологических факторов вакуумирования и качества периклазохромитовых огнеупоров на их износостойчивость в футеровке вакуум-камер / Э. А. Вислогужева, А. А. Метёлкин, Л. В. Зорихина [и др.] // Новые огнеупоры. — 2006. — № 9. — С. 35–38.

Visloguzova, E. A. The effect of degassing technology parameters and the quality of periclase-chromite refractories on their wear resistance in vacuum chamber lining / E. A. Visloguzova, A. A. Metelkin, L. V. Zorikhina [et al.] // Refractories and Industrial Ceramics. — 2006. — Vol. 47, № 5. — P. 288–290.

4. **Мельхер, Ф.** Механизмы коррозии огнеупоров, применяемых при внепечной обработке металла / Ф. Мельхер, Г. Гармус // Новые огнеупоры. — 2011. — № 2. — С. 25–30.

5. **Бурмистрова, Е. В.** Опыт эксплуатации циркуляционных вакууматоров № 1 и № 2 в условиях ККЦ / Е. В. Бурмистрова, Р. И. Абдрахманов, А. Ю. Игошин // Сталь. — 2012. — № 2. — С. 22, 23.

6. **Ровнушкин, В. А.** Влияние обжига и химического состава хромовых руд и рудно-известковых брикетов на скорость их ассимиляции оксидными расплавами / В. А. Ровнушкин // Новые технологии и материалы в металлургии : сб. науч. трудов. — Екатеринбург : УрО РАН, 2001. — С. 192–204. ■

Получено 02.10.14

© В. А. Ровнушкин, Л. М. Аксельрод,
Л. А. Смирнов, С. А. Спирин, Т. В. Ярушина,
И. Г. Марясев, Э. В. Вислогужева,
С. Ю. Фелелов, 2015 г.

Д. т. н. **Б. Н. Сатбаев**, д. т. н. **А. А. Жарменов**,
д. т. н. **А. И. Кокетаев**, **Н. Т. Шалабаев** (✉), **К. К. Байтов**

Астанинский филиал РГП «Национальный центр по комплексной переработке минерального сырья Республики Казахстан», г. Астана, Республика Казахстан

УДК 666.76.022:669.162.266.242

ИСПЫТАНИЯ ОГНЕУПОРОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ В ЧУГУНОВОЗНЫХ КОВШАХ АО «АрселорМиттал Темиртау»

Приведены результаты опытно-промышленных испытаний по утеплению зеркала чугуна чугуновозного ковша и самого ковша обмазочным материалом в АО «АрселорМиттал Темиртау». Материалы получены в Астанинском филиале РГП «НЦ КПМС РК». Подсчитан экономический эффект от применения огнеупорных материалов нового поколения.

Ключевые слова: чугуновозный ковш, огнеупоры нового поколения, СВС-технология, АО «АрселорМиттал Темиртау», утепление зеркала чугуна.

Ресурсосберегающие огнеупоры нового поколения, изготовленные по СВС-технологии, отличаются износостойкостью, обеспечивают повышение качества конечной продукции и экологическую безопасность [1]. В Республиканском государственном предприятии «Национальный центр по комплексной переработке минерального сырья Республики Казахстан» (РГП «НЦ КПМС РК») разработана технология получения и освоения запатентованных высококачественных огнеупорных материалов нового поколения — огнеупорных изделий, мертелей, набивных масс (бетонов), обмазок, торкрет-масс. Эти материалы соз-

даны по СВС-технологии и применяются для футеровки высокоагрессивных зон тепловых агрегатов черной и цветной металлургии, цементно-обжиговых печей, котлов энергетики и химической промышленности и др. [2, 3].

Принципиальным отличием таких огнеупорных материалов является содержание в их составе активной химической смеси, которая при разогреве взаимодействует с остальными компонентами шихты в режиме самоспекания. При этом тело огнеупора синтезируется с образованием тугоплавких оксидов, что приводит к повышению качества материала. Предлагаемые высокоогнеупорные материалы увеличивают срок службы, механическую прочность, шлако- и металлоустойчивость. Проведены промышленные испытания огнеупорных изделий и материалов в высокоагрессивных зонах тепловых агрегатов ряда металлургических

✉
Н. Т. Шалабаев
E-mail: fnc-astana@mail.ru