

Бейюэ Ма^{1, 2} (✉), Юэ Инь¹, Цян Чжу³, Инин Чжай¹, Ин Ли¹, Гуанцзян Ли², Цзинкунь Юй¹

¹ Северовосточный университет, отделение материаловедения и металлургии, г. Шеньян, Китай

² Вуханский университет науки и технологии, государственная лаборатория огнеупоров и металлургии, г. Вухан, Китай

³ Университет Воллонгонга, отделение механики, материаловедения и инжиниринга мехатроники, шт. Новый Южный Уэльс, Австралия

УДК 666.762.36.017+666.762.11.017]:620.178.16(590)(94)

ШЛАКОУСТОЙЧИВОСТЬ ОГНЕУПОРОВ НА ОСНОВЕ $MgAl_2O_4$ и Al_2O_3

Исследованы коррозия шлаком и шлакоустойчивость огнеупоров $MgAl_2O_4$, $MgAl_2O_4-ZrO_2$, $MgAl_2O_4-ZrO_2-CaO$, Al_2O_3 и $Al_2O_3-ZrO_2-SiC$. Исследование проводили с применением тигельного метода при 1873 К в течение 2 ч. Все огнеупоры продемонстрировали отличную стойкость к коррозии шлаком; глубина коррозии составила менее 1,10 мм. Корундовые огнеупоры почти не подверглись коррозии расплавленным шлаком; глубина коррозии всего 0,05 мм. Глубина проникновения шлака (шлакоустойчивость) варьировалась от 13,79 до 24,48 мм. Особенно хороший показатель стойкости к проникновению шлака обнаружен у $Al_2O_3-ZrO_2-SiC$ -огнеупоров; глубина проникновения шлака всего 13,79 мм.

Ключевые слова: оксидные огнеупоры, $MgAl_2O_4$, Al_2O_3 , коррозия, шлакоустойчивость.

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы уделяется большое внимание некоторым видам огнеупоров для производства чистых марок стали: корундографитовым (Al_2O_3-C) и периклазоуглеродистым ($MgO-C$) с низким содержанием графита [1–3]. Огнеупоры из алюмомагнезиальной шпинели ($MgAl_2O_4$) и корундовые огнеупоры (Al_2O_3) имеют значительные преимущества по сравнению с углеродсодержащими. Они не только обладают хорошей стойкостью при высоких температурах [4], но и содержат свободный углерод и кремний, благодаря чему можно снизить попадание примесей в расплавленную сталь [5].

Чтобы улучшить свойства алюмомагнезиальных и корундовых материалов и сделать их пригодными для производства чистых марок стали, были проведены многочисленные исследования. Одна из задач, интересующих исследователей, — разработка $MgAl_2O_4$ - и Al_2O_3 -композитов [6–8]. Гомес и др. (Gómez et al.) [6] получили $MgAl_2O_4$ - и $MgAl_2O_4-Al_2O_3$ -композиты микроволновым способом при 800 В и 2,45 Гц в течение 4,5 мин. Заки и др. (Zaki et al.) [7] синтезировали $MgAl_2O_4-MoSi_2$ - и $MgAl_2O_4-Mo_5Si_3$ -композиты под высоким давлением. Еще одна исследовательская работа посвящена выбору

различных добавок, вводимых в $MgAl_2O_4$ - и Al_2O_3 -матрицу, и улучшению спекаемости, термостойкости и механических свойств композитов [9–12]. Нагизаде и др. (Naghizadeh et al.) [9] обнаружили, что добавка TiO_2 сильно влияет на образование и микроструктуру $MgAl_2O_4$ при 1873 К на воздухе и в восстановительной среде. Сахин и др. (Sahin et al.) [10] исследовали воздействие добавки $ZrSiO_4$ –3 мол. % Y_2O_3 на механические свойства и термостойкость $MgO-MgAl_2O_4$ -композитов. Была изучена также стойкость алюмомагнезиальных и корундовых материалов к коррозии шлаком [13–17]. Однако работ по коррозии шлаком и стойкости различных видов $MgAl_2O_4$ - и Al_2O_3 -материалов к проникновению шлака недостаточно. В настоящей работе исследованы коррозия шлаком и проникновение шлака в различные виды оксидных огнеупоров, таких как $MgAl_2O_4$ (МА), $MgAl_2O_4-ZrO_2$ (МА- ZrO_2), $MgAl_2O_4-ZrO_2-CaO$ (МА- ZrO_2-CaO), Al_2O_3 и $Al_2O_3-ZrO_2-SiC$.

ХОД ЭКСПЕРИМЕНТА

Изготовление огнеупорных тиглей

Для исследования использовали следующие компоненты: плавленную шпинель $MgAl_2O_4$ (два вида МА, одну с 78 мас. % Al_2O_3 и 21 мас. % MgO , другую с 70 мас. % Al_2O_3 и 29 мас. % MgO , зерновой состав: 2–1, 1–0 и 0,074 мм), плавленный белый корунд (99 мас. %, зерновой состав 2–1, 1–0 и 0,074 мм), порошок Al_2O_3 (99 мас. %, зерно 0,044 мм), плавленный ZrO_2 (98 мас. %, зерно 0,044 мм), плавленный ZrO_2 (98 мас. %, зерно 0,044 мм).



Бейюэ Ма

E-mail: maby@smm.neu.edu.cn

Таблица 1. Состав огнеупорных тиглей

Номер состава	Компонент	Массовая доля компонента, %
1# (MA)	78 MA	100
2# (MA–ZrO ₂)	78 MA	95
	ZrO ₂	5
3# (MA–ZrO ₂ –CaO)	70 MA	90
	ZrO ₂	5
	CaO	5
4# (Al ₂ O ₃)	Al ₂ O ₃	100
5# (Al ₂ O ₃ –ZrO ₂ –SiC)	Al ₂ O ₃	93
	ZrO ₂	5
	SiC	2

* Массовая доля частиц различного гранулометрического состава (2–1, 1–0 и 0,074 мм) в сырье, включая плавленную MgAl₂O₄ и плавленный белый корунд, составляет соответственно 3 : 3 : 4.

зерно 0,044 мм), порошок CaO (90 мас. %, зерно 0,044 мм) и порошок SiC (98 мас. %, зерно 0,044 мм). Из сырьевых материалов готовили массы разных составов (1#–5#, табл. 1). Из масс под давлением 200 МПа прессовали тигли диаметром 70 и высотой 60 мм (внутреннее пространство тигля 30×30 мм). Образцы тиглей были высушены при 393 К и обожжены при 1873 К в течение 2 ч в высокотемпературной печи сопротивления.

Для изготовления экспериментального шлака (CaO–SiO₂–Al₂O₃–CaF₂–Li₂O) использовали такие химические реагенты, как CaCO₃, SiO₂,

Al₂O₃, CaF₂ и Li₂O, в соотношении 40:45:5:5:5. Смесь порошков измельчали в течение 3 ч.

Коррозионная стойкость и глубина проникновения шлака

Для изучения коррозии и проникновения шлака в огнеупоры использовали тигельный метод. Эксперимент заключался в следующем. Смесь из исходных порошков тщательно высушивали при 393 К, 20 г смеси помещали в огнеупорный тигель, который, в свою очередь, устанавливали в графитовый тигель с крышкой. Тигли нагревали до 1873 К в течение 2 ч, скорость нагрева 276 К/мин. После охлаждения печи до комнатной температуры тигли извлекали из печи, разрезали вдоль оси и штангенциркулем измеряли глубину коррозии и глубину проникновения шлака.

Микроструктуру тиглей изучали с помощью растрового электронного микроскопа (SEM), а различные их зоны, такие как шлаковая корочка, переходная и наименее измененная зоны, — с помощью энергорассеивающего спектрального анализа (EDS). Макроструктуру тиглей исследовали по фотографиям, снятым с помощью цифровой камеры.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Макроструктура

На рис. 1 показан разрез огнеупорных тиглей после испытаний на коррозию шлаком. Обна-

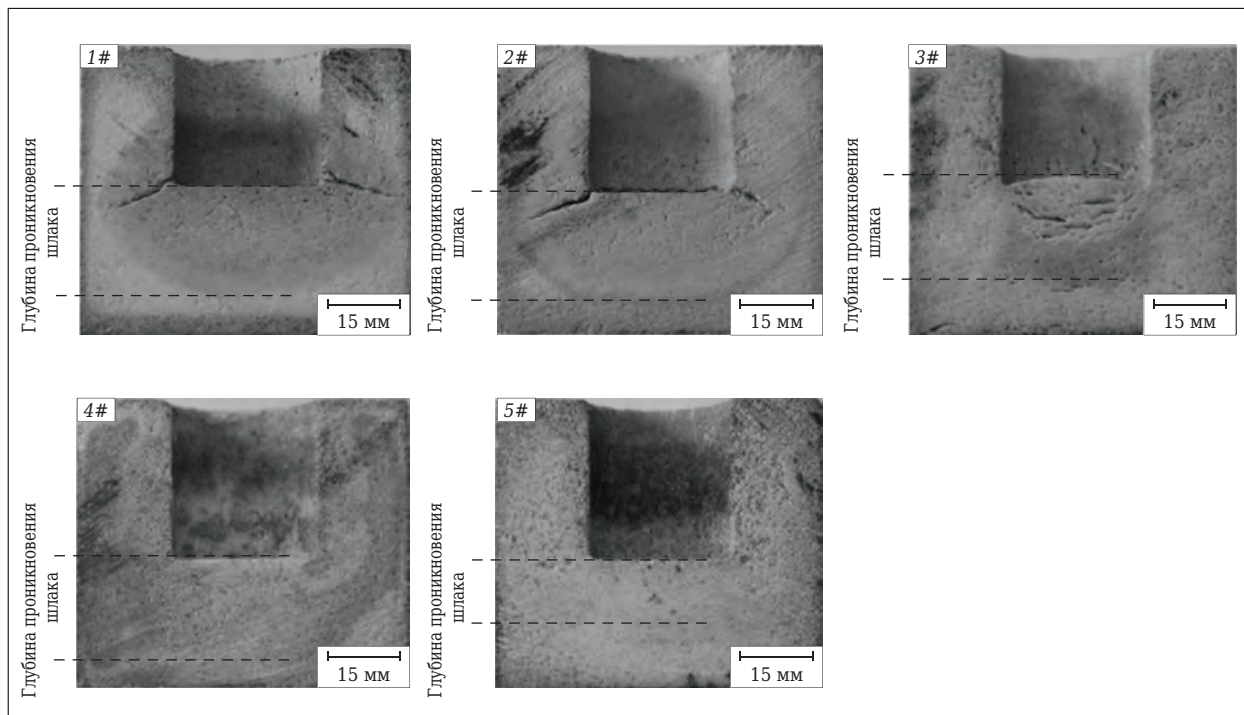


Рис. 1. Вид в разрезе тиглей 1#–5# (см. табл. 1) после испытаний на коррозию

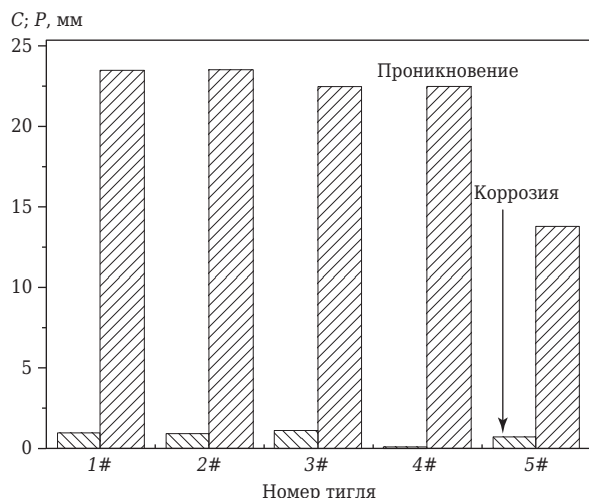


Рис. 2. Сравнение показателей глубины коррозии шлаком C и глубины его проникновения P в тигли 1#–5# (см. табл. 1) после испытания

ружена явная разница в показателях коррозии и в глубине проникновения шлака в различные огнеупоры. Огнеупоры на основе $MgAl_2O_4$ (тигли 1#–3#) подверглись коррозии в разной степени. На тиглях 1# и 2# обнаружены крупные трещины, заметная коррозия и области проникновения шлака, на тигле 3# — трещины и поры, свидетельствующие о его глубокой коррозии. Судя по макроструктуре образцов, глубина проникновения шлака в тигель 3# менее значительна, чем в тигли 1# и 2#. Как видно из разреза тиглей 4# и 5#, корундовые огнеупоры почти не подверглись коррозии шлаком; заметных трещин или пор на них не обнаружено, плотность макроструктуры не нарушена. Глубокое проникновение шлака произошло в образце

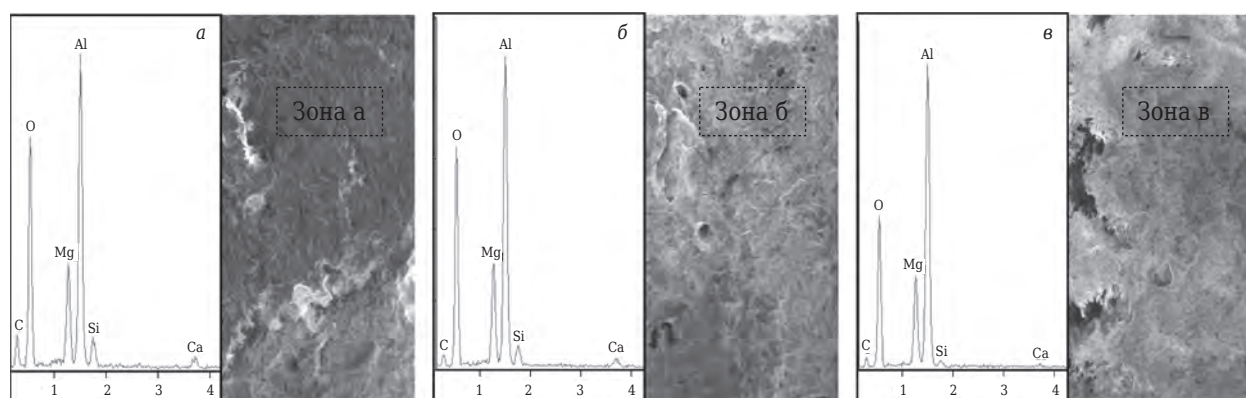
4#. Это означает, что показатели стойкости к коррозии и к проникновению шлака в тигель 5# сравнимы с показателями тиглей 1#–4#.

Коррозионная стойкость и шлакоустойчивость огнеупоров

На рис. 2 показано сравнение глубины коррозии шлаком и глубины его проникновения в испытываемые тигли. Видно, что коррозионная стойкость корундового материала (тигель 4#) выше, чем у остальных тиглей; глубина коррозии корундового материала всего 0,05 мм. Коррозия материалов на основе $MgAl_2O_4$ (тигли 1#–3#) одинакова, глубина коррозии примерно 1,0 мм. Таким образом, материалы на основе Al_2O_3 и $MgAl_2O_4$ обладают хорошей коррозионной стойкостью. Глубина коррозии Al_2O_3 – ZrO_2 – SiC -материала (тигель 5#) составила 0,73 мм, т. е. коррозионная стойкость этого материала также хорошая. Кроме того, обнаружено, что шлакоустойчивость тиглей 1#–4# достигает примерно 23 мм, наилучшая шлакоустойчивость у образца 5#. Из рис. 1 и 2 можно сделать вывод, что Al_2O_3 – ZrO_2 – SiC -огнеупоры являются подходящими для производства чистой стали.

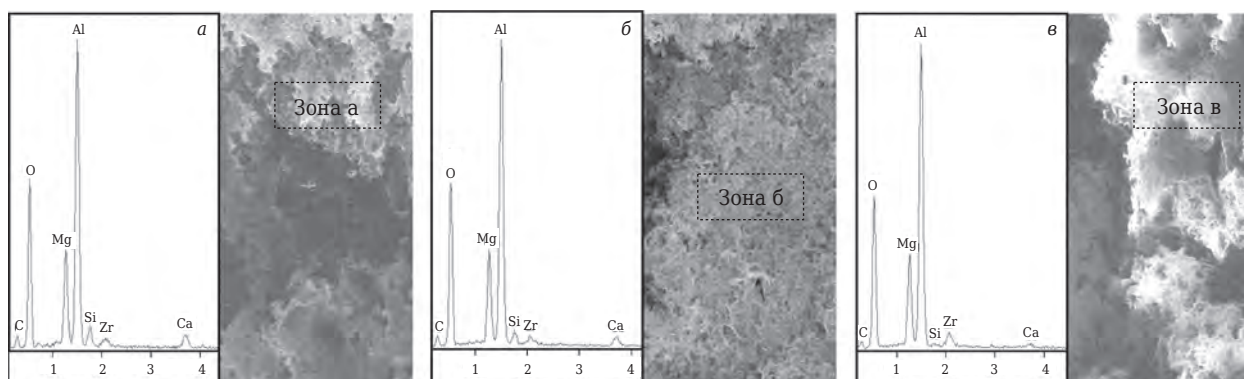
Микроструктура

На рис. 3 представлены SEM-фотографии, EDS-спектры и содержание элементов в $MgAl_2O_4$ -огнеупорах (образец 1#) после испытания на коррозию. Огнеупоры оставались плотными, явных признаков коррозии не наблюдалось. В образце 1# содержание Mg и Al возрастает, а O , Si и Ca снижается в направлении от шлаковой корочки к переходной и наименее измененной зонам. Это хорошо согласуется с данными



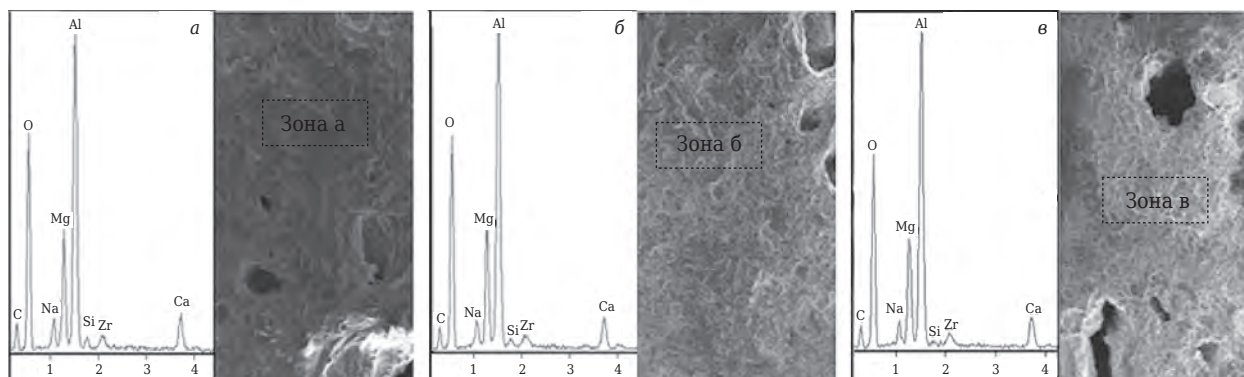
Зона	O		Mg		Al		Si		Ca	
	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %
а	42,21	55,18	11,21	9,64	38,88	30,14	4,56	3,40	3,14	1,64
б	40,20	53,00	12,21	10,59	41,37	32,33	3,59	2,70	2,62	1,38
в	35,18	47,40	12,90	11,44	49,43	39,49	1,43	1,10	1,06	0,57

Рис. 3. SEM-фотографии, EDS-спектры различных зон образца 1# (МА) и содержание элементов в зонах образца 1# после испытания на коррозию: а — шлаковая корочка; б — переходная зона; в — наименее измененная зона



Зона	O		Mg		Al		Si		Ca		Zr	
	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %
a	37,10	50,89	11,44	10,32	40,78	33,17	3,09	2,41	4,48	2,45	3,12	0,75
б	37,17	51,03	11,45	10,34	41,46	33,75	2,79	2,18	3,19	1,75	3,94	0,95
в	35,18	49,25	12,08	11,13	44,53	36,97	0,41	0,32	0,41	0,32	6,52	1,60

Рис. 4. SEM-фотографии, EDS-спектры различных зон образца 2# (MA-ZrO₂) и содержание элементов в зонах а – в образца 2# после испытания на коррозию



Зона	O		Mg		Al		Si		Ca		Zr	
	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %
a	39,86	54,68	11,27	10,17	35,36	28,76	1,59	1,24	7,41	4,06	4,52	1,09
б	39,01	53,74	11,01	9,98	37,47	30,61	0,77	0,61	7,25	3,99	4,49	1,08
в	38,29	52,93	11,38	10,35	37,55	30,78	0,77	0,61	7,82	4,32	4,19	1,02

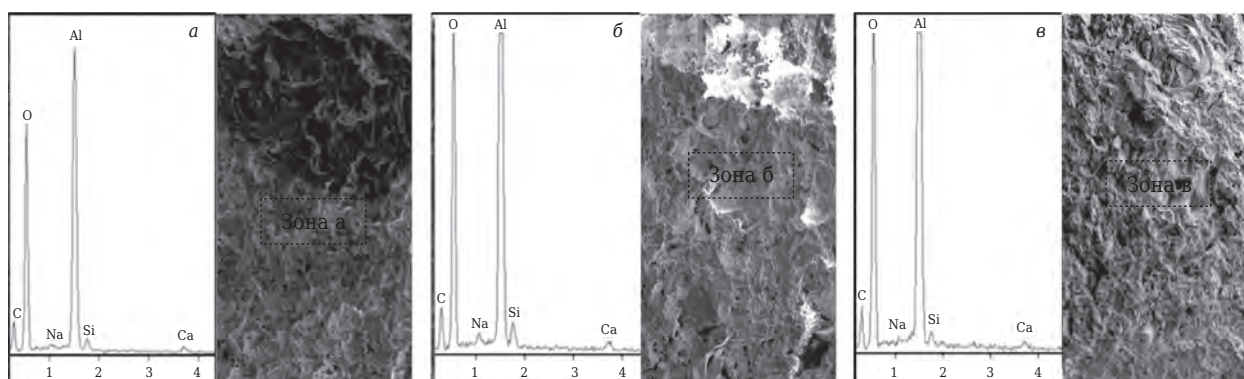
Рис. 5. SEM-фотографии, EDS-спектры различных зон образца 3# (MA-ZrO₂-CaO) и содержание элементов в зонах а – в образца 3# после испытания на коррозию

по общим тенденциям коррозии и шлакоустойчивости. Основными компонентами шлака являются SiO₂ и CaO. Их содержание составляет соответственно 40 и 45 мас. %. Содержание Si, Ca и O в шлаковой корочке максимальное и составляет 4,56, 3,14 и 42,21 мас. % соответственно, в переходной зоне — соответственно 3,59, 2,62 и 40,20 мас. %, что ниже, чем в шлаковой корочке. В наименее измененной зоне коррозии и проникновения шлака нет. Появление Si, Ca и O объясняется их присутствием в сырье. Следует отметить, что углерод появляется в результате науглероживания, вызванного использованием графитовых тиглей.

В тигле 2# (MgAl₂O₄-ZrO₂) содержание Mg, Al и Zr возрастает, а O, Si и Ca снижается в на-

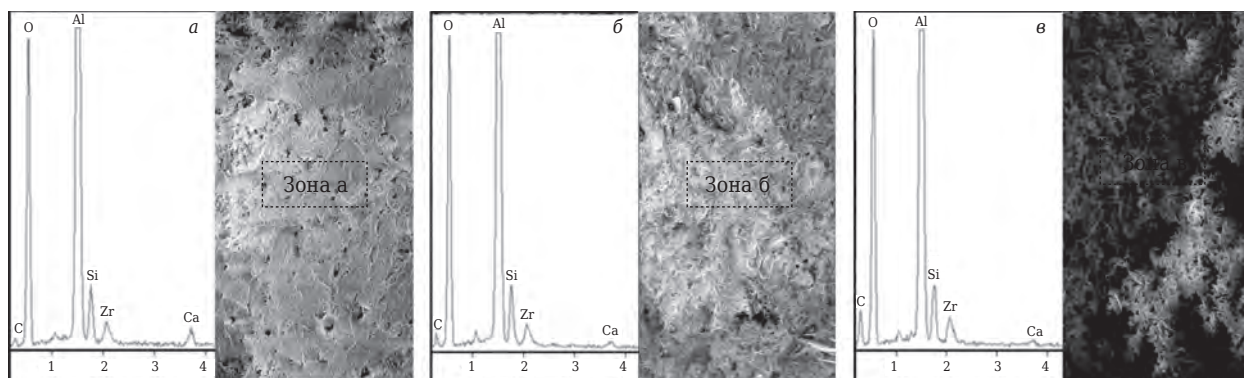
правлении от шлаковой корочки к переходной и наименее измененной зонам (рис. 4). Содержание Si, Ca и O в шлаковой корочке достигает максимальных величин — 3,09, 4,48 и 37,10 мас. % соответственно, в переходной зоне — соответственно 2,79, 3,19 и 37,17 мас. %. Коррозии и проникновения шлака в наименее измененной зоне не произошло. Появление Si, Ca и O в этой зоне обусловлено присутствием их в сырье.

На рис. 5 показаны SEM-фотографии, EDS-спектры и содержание элементов в различных зонах образца 3# (MgAl₂O₄-ZrO₂-CaO) после испытания на коррозию. Обнаружено, что шлаковая корочка, переходная и наименее измененная зоны образца 3# достаточно плот-



Зона	O		Na		Al		Si		Ca	
	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %
а	47,11	60,31	0,83	0,74	47,35	35,94	2,79	2,04	1,92	0,98
б	42,53	55,75	0,95	0,87	51,77	40,24	2,93	2,19	1,83	0,96
в	40,74	53,88	0,24	0,22	56,41	44,23	1,33	1,00	1,28	0,68

Рис. 6. SEM-фотографии, EDS-спектры различных зон образца 4# (Al_2O_3) и содержание элементов в зонах а – в образца 4# после испытания на коррозию



Зона	O		C		Al		Si		Ca		Zr	
	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %
а	35,03	47,18	4,40	7,89	48,42	38,67	4,98	3,82	2,47	1,33	4,71	1,11
б	35,26	45,82	7,18	12,42	47,51	36,61	5,05	3,74	0,93	0,48	4,07	0,93
в	33,80	40,57	16,73	26,74	39,79	28,31	4,49	3,07	0,81	0,39	4,39	0,92

Рис. 7. SEM-фотографии, EDS-спектры различных зон образца 5# ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-SiC}$) и содержание элементов в зонах а – в образца 5# после испытания на коррозию

ные. Наблюдается небольшое количество пор. Размер пор зависит не только от размера пор в исходном образце, но и от степени коррозии и глубины проникновения шлака. В тигле 3# содержание Mg, Al и Ca возрастает, а O, Si и Zr снижается в направлении от шлаковой корочки к переходной и наименее измененной зонам. Следует отметить, что Ca проник из CaO в расплавленный шлак и огнеупорный образец ($\text{MgAl}_2\text{O}_4\text{-ZrO}_2\text{-CaO}$), так что по содержанию Ca невозможно судить о степени коррозии и глубине проникновения шлака. Содержание Si и O является важным показателем, по которому можно об этом судить. Содержание Si и O достигает максимальных величин в шлаковой корочке образца 3# — 1,59 и 39,86 мас. % соот-

ветственно. В переходной зоне проникновение шлака приводит к высокому содержанию Si и O (0,77 и 39,01 мас. % соответственно), что ниже, чем в шлаковой корочке. Было также обнаружено, что содержание Zr в различных зонах образца 3# не изменяется.

На рис. 6 показаны SEM-фотографии, EDS-спектры и содержание элементов в различных зонах корундового образца 4# после испытания на коррозию. Обнаружено, что шлаковая корочка, переходная и наименее измененная зоны образца 4# достаточно плотные и почти не подверглись коррозии. Содержание Si и Ca уменьшается в направлении от шлаковой корочки к переходной и наименее измененной зонам. Содержание Si в шлаковой корочке и

в наименее измененной зоне составило соответственно 2,79 и 1,33 мас. %. Содержание Са снизилось от 1,92 мас. % в шлаковой корочке до 1,28 мас. % в наименее измененной зоне. Таким образом, шлак проникает в корундовый материал.

На рис. 7 показаны SEM-фотографии, EDS-спектры и содержание элементов в различных зонах образца 5# ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--SiC}$) после испытания на коррозию. Видно, что шлаковая корочка, переходная и наименее измененная зоны образца 5# плотные. При переходе от шлаковой корочки к переходной и наименее измененной зонам содержание Al, O, Са и Zr снижается. Содержание Са и O в шлаковой корочке достигает максимальных величин — 2,47 и 35,03 мас. % соответственно. Содержание Al, O, Si, Са и Zr в переходной и наименее измененной зонах примерно одинаково, однако наблюдается некоторое проникновение шлака в эти зоны. В целом образец 5# обладает достаточными коррозионной стойкостью и шлакоустойчивостью.

Анализ коррозии шлаком и шлакоустойчивости

В табл. 2 приведены данные по открытой пористости и кажущейся плотности тиглей (образцы 1#–5#) после испытания на коррозию. Имеются явные различия в этих показателях образцов 1#–5#, отпрессованных при 200 МПа и спеченных при 1873 К в течение 2 ч. Пористость образца 3# достигла минимума (5,01 %). Пористость образца 1# была самой высокой — 17,84 %. Кажущаяся плотность образца 5# достигла максимальной величины — 3,30 г/см³.

Разница в показателях пористости и плотности образцов 1#–5# сильно зависит от свойств того или иного сырьевого материала, из которого были изготовлены огнеупорные тигли. Именно эти различия в свойствах сырья сильно влияют на коррозию шлаком и на стойкость к его проникновению в огнеупоры на основе MgAl_2O_4 и Al_2O_3 . Кажущаяся плотность образцов 4# и 5# оказалась выше (см. табл. 2), а их коррозионная стойкость и стойкость к проникновению — слабее (см. рис. 1 и 2).

Таблица 2. Физические свойства образцов тиглей 1#–5# после испытания

Физические свойства	1#	2#	3#	4#	5#
Открытая пористость, %	17,84	16,96	5,01	15,71	11,27
Кажущаяся плотность, г/см ³	2,82	2,90	3,11	3,23	3,30

Плотные материалы способны снизить коррозию шлаком и его проникновение. Эти показатели зависят не только от физических свойств образцов, таких как открытая пористость и кажущаяся плотность, но и от компонентов, из которых состоят огнеупоры. Из рис. 1 и 2 видно, что показатели стойкости к коррозии и проникновению шлака у материалов на основе MgAl_2O_4 (образцы 1#–3#) одинаковы, у образца 3#, содержащего СаО, сравнимы с показателями образцов 1# и 2#. Возможно, причина заключается в том, что СаО из образца 3# и шлака (40 % СаО, 45 % SiO_2 , 5 % Al_2O_3) вступает в реакцию с SiO_2 и Al_2O_3 (из шлака) и образует небольшие количества соединений СаО– SiO_2 и СаО– $\text{SiO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ [16], которые заполняют часть пор и немного повышают стойкость к проникновению в огнеупоры $\text{MgAl}_2\text{O}_4\text{--ZrO}_2\text{--CaO}$.

У корундового материала (образец 4#) показатель коррозионной стойкости был самым лучшим (образцы 1#–5#, см. рис. 1 и 2). Однако в этот материал глубоко проникает шлак, что объясняется образованием соединений СаО– SiO_2 и СаО– $\text{SiO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$. В системе СаО– SiO_2 и СаО– $\text{SiO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ существуют некоторые легкоплавкие соединения [16, 18], такие как $3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, $12\text{CaO} \cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$, $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{Ca}_2\text{Al}_2\text{SiO}_7$ и т. д. Последующая диффузия Са-содержащих жидких фаз, движущихся через поры от шлака к корундовой матрице, еще более усиливает проникновение шлака.

Среди образцов 1#–5# огнеупоры $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--SiC}$ показали хорошую стойкость к коррозии и проникновению шлака. При нагреве тигля из этого материала до 1873 К в течение 2 ч SiC огнеупора не может раствориться в расплавленном шлаке. Это приводит к увеличению его вязкости [17], в результате чего проникновение шлака и коррозия тигля затрудняются. В дальнейшем исследования механизмов коррозии шлаком и проникновения шлака в огнеупоры на основе MgAl_2O_4 и Al_2O_3 будут продолжены.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследованы коррозия шлаком и его проникновение в огнеупоры MgAl_2O_4 , $\text{MgAl}_2\text{O}_4\text{--ZrO}_2$, $\text{MgAl}_2\text{O}_4\text{--ZrO}_2\text{--CaO}$, Al_2O_3 и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--SiC}$. Огнеупоры на основе MgAl_2O_4 и Al_2O_3 обладают хорошим показателем коррозионной стойкости, глубина коррозии менее 1,10 мм. Самый высокий показатель стойкости к коррозии шлаком оказался у корундового материала. Композит $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--SiC}$ продемонстрировал хорошие показатели коррозионной стойкости и

стойкости к проникновению шлака. Стойкость к проникновению шлака у этого материала самая высокая, она составила всего 13,79 мм.

* * *

Проведению настоящего исследования оказали поддержку: Фонд фундаментальных исследований Централных университетов (грант

Библиографический список

1. **Zhu, B. Q.** Effect of ceramic bonding phases on the thermo-mechanical properties of Al_2O_3 -C refractories / B. Q. Zhu, Y. N. Zhu, X. C. Li [et al.] // *Ceram. Inter.* — 2013. — Vol. 39, № 6. — P. 6069–6076.
2. **Wang, Q. H.** Strengthening mechanism of grapheme oxide nanosheets for Al_2O_3 -C refractories / Q. H. Wang, Y. W. Li, M. Luo [et al.] // *Ceram. Inter.* — 2014. — Vol. 40, № 1. — P. 163–172.
3. **Ma, B. Y.** Synthesis of Al_2O_3 -SiC composite and its effect on the properties of low-carbon MgO-C refractories / B. Y. Ma, Q. Zhu, Y. Sun [et al.] // *J. Mater. Sci. Technol.* — 2010. — Vol. 26, № 8. — P. 715–720.
4. **Ganesh, I.** A new sintering aid for magnesium aluminate spinel / I. Ganesh, S. Bhattacharjee, B. P. Saha [et al.] // *Ceram. Inter.* — 2001. — Vol. 27, № 7. — P. 773–779.
5. **Ma, B. Y.** Preparation and properties of low-carbon Al_2O_3 -ZrO₂-SiC-C composite refractories containing $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ ceramic phase / B. Y. Ma, Y. Li, Q. Zhu [et al.] // *Refrac. Ind. Ceram.* — 2014. — accepted.
6. **Gómez, I.** Comparative study of microwave and conventional processing of MgAl_2O_4 -based materials / I. Gómez, M. Hernández, J. Aguilar, M. Hinojosa // *Ceram. Inter.* — 2004. — Vol. 30, № 6. — P. 893–900.
7. **Zaki, Z. I.** High pressure synthesis of magnesium aluminate composites with MoSi_2 and Mo_5Si_3 in a self-sustaining manner / Z. I. Zaki, N. Y. Mostafa, M. M. Rashad // *Ceram. Inter.* — 2012. — Vol. 38, № 6. — P. 5231–5237.
8. **Ma, B. Y.** Preparation and sintering properties of zirconia-mullite-corundum composites using fly ash and zircon / B. Y. Ma, Y. Li, S. G. Cui, Y. C. Zhai // *T. Nonferr. Metal. Soc.* — 2010. — Vol. 20, № 12. — P. 2331–2335.
9. **Naghizadeh, R.** Effect of TiO_2 on phase evolution and microstructure of MgAl_2O_4 spinel in different atmospheres / R. Naghizadeh, H. R. Rezaie, F. Golestani-Fard // *Ceram. Inter.* — 2011. — Vol. 37, № 1. — P. 349–354.
10. **Sahin, B.** Developments on the mechanical properties of MgO - MgAl_2O_4 composite refractories by ZrSiO_4 -3 mol.% Y_2O_3 addition / B. Sahin, C. Aksel // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2012. — Vol. 32, № 1. — P. 49–57.
11. **Aksel, C.** Improvements on the thermal shock behaviour of MgO -spinel composite refractories by incorporation of zircon-3 mol.% Y_2O_3 / C. Aksel, T. Aksoy // *Ceram. Inter.* — 2012. — Vol. 38, № 5. — P. 3673–3681.
12. **Tripathi, H. S.** Synthesis and densification behaviour of magnesium aluminate spinel: Effect of

№ 120402006), открытый фонд Государственной главной лаборатории по огнеупорам и металлургии (Вуханский университет науки и технологии, грант № G201402), Национальный фонд Китая по естественным наукам (грант № 51474057), Национальная программа по научно-техническим исследованиям Китая (Программа № 863, грант № 2013AA030902).

- Dy₂O₃* / H. S. Tripathi, S. Singla, A. Ghosh // *Ceram. Inter.* — 2009. — Vol. 35, № 6. — P. 2541–2544.
13. **Fernández, B.** Corrosion mechanisms of Al_2O_3 / MgAl_2O_4 by V_2O_5 , NiO, Fe_2O_3 and vanadium slag / B. Fernández, J. M. Almanza, J. L. Rodríguez [et al.] // *Ceram. Inter.* — 2011. — Vol. 37, № 8. — P. 2973–2979.
14. **Cho, M. K.** Corrosion of spinel clinker by CaO - Al_2O_3 - SiO_2 ladle slag / M. K. Cho, G. G. Hong, S. K. Lee // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2002. — Vol. 22, № 11. — P. 1783–1790.
15. **Berjonneau, J.** The development of a thermodynamic model for Al_2O_3 -MgO refractory castable corrosion by secondary metallurgy steel ladle slags / J. Berjonneau, P. Prigent, J. Poirier // *Ceram. Inter.* — 2009. — Vol. 35, № 2. — P. 623–635.
16. **Vázquez, B. A.** Corrosion mechanism of polycrystalline corundum and calcium hexaluminate by calcium silicate slags / B. A. Vázquez, P. Pena, A. H. de Aza, M. A. Sainz, A. Caballero // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2009. — Vol. 29, № 8. — P. 1347–1360.
17. **Ma, B. Y.** Influences of commercial SiC and Al_2O_3 -SiC synthesized from clay on the slag resistance of corundum material / B. Y. Ma, Q. Zhu, Y. Sun, J. K. Yu, Y. Li // *Adv. Mater. Res.* — 2011. — Vol. 146/147. — P. 526–529.
18. **Chen, Z. Y.** Chemical Thermodynamics of Refractories (in Chin.) / Z. Y. Chen ; 1st ed. — Beijing : Metallurgical Industry Press, 2005. ■

Получено 19.01.15

© Бейюэ Ма, Юэ Инь, Цян Чжэ, Инин Чжэй, Ин Ли, Гуанцзян Ли, Цзинкунь Юй, 2015 г.

Пер. — С. Н. Клявлиева
(ОАО «Комбинат Магнезит»), 2015 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

June 26 – 30, 2016

9th International Conference on
High Temperature Ceramic
Matrix Composites – ИТСМС 9

**ИТСМС 9 – 9-я Международная конференция
по высокотемпературным керамическим композитам**

26 июня — 1 июля 2016 г., Торонто, Канада

www.ceramics.org