

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВPHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES

УДК 669.168

DOI 10.17073/0368-0797-2023-4-471-478



Оригинальная статья

Original article

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА БОРСОДЕРЖАЩИХ ШЛАКОВ
ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО ПЕРИОДА АКР-ПРОЦЕССАР. Р. Шартдинов[✉], А. А. Бабенко, А. Г. Уполовникова, А. Н. Сметанников

Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук (Россия, 620016, Свердловская обл., Екатеринбург, ул. Амудсена, 101)

[✉ rr.shartdinov@gmail.com](mailto:rr.shartdinov@gmail.com)

Аннотация. Влияние основности и содержания оксида бора на вязкость, температуру кристаллизации, фазовый состав и структуру безфтористых шлаков системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3\text{-12 \% Cr}_2\text{O}_3\text{-3 \% Al}_2\text{O}_3\text{-8 \% MgO}$ в диапазоне содержания оксида бора от 3 до 6 % и основности 1,0 – 2,5 были изучены посредством вибрационной вискозиметрии, термодинамического моделирования фазового состава (HSC Chemistry 6.12 (Outokumpu)) и рамановской спектроскопии. Было установлено, что физические свойства изучаемых шлаков главным образом зависят от баланса между степенью полимеризации структуры, природы связи в ней и фазового состава. При низкой основности (примерно 1,0) шлаки являются «длинными» и рост содержания оксида бора с 3 до 6 % делает их более легкоплавкими, снижая температуру кристаллизации шлака с 1340 до 1224 °С, а вязкость – с 1,0 – 0,8 примерно до 0,25 Па·с при температуре 1600 – 1660 °С, несмотря на значительное усложнение структуры, отражающееся в росте показателя мостикового кислорода ВО с 1,10 до 1,49. С повышением основности шлаки из «длинных» переходят в «короткие». Растет содержание оксида кальция, который, являясь донором свободных ионов кислорода (O^{2-}), выступает в роли модификатора структуры шлака. При основности $B = (\text{CaO}/\text{SiO}_2) = 2,5$ шлаки обладают более простой структурой ($\text{BO} = 0,50 - 0,53$) относительно шлаков с основностью 1,0, при этом добавление оксида бора усложняет ее лишь незначительно (рост показателя ВО с 0,50 до 0,53). Увеличение концентрации B_2O_3 понижает температуру кристаллизации с 1674 до 1605 °С и вязкость – с 1,0 до 0,3 Па·с при температуре 1660 °С в результате образования легкоплавких соединений ($2\text{CaO} \cdot \text{B}_2\text{O}_3$).

Ключевые слова: АКР-шлак, оксид бора, оксид хрома, структура, вязкость, фазовый состав, температура кристаллизации

Благодарности: Работа выполнена в рамках исполнения государственного задания Института металлургии Уральского отделения Российской академии наук с использованием оборудования ЦКП «Состав вещества» Института высокоточной электроники Уральского отделения Российской академии наук.

Для цитирования: Шартдинов Р.Р., Бабенко А.А., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н. Физические свойства и структура борсодержащих шлаков восстановительного периода АКР-процесса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(4):471–478.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-4-471-478>

PHYSICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF BORON-CONTAINING SLAGS
DURING REDUCTION PERIOD OF AOD PROCESSR. R. Shartdinov[✉], A. A. Babenko, A. G. Upolovnikova, A. N. Smetannikov

Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

[✉ rr.shartdinov@gmail.com](mailto:rr.shartdinov@gmail.com)

Abstract. The effect of basicity and content of boron oxide on viscosity, crystallization temperature, phase composition, and structure of the $\text{CaO-SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3\text{-12 \% Cr}_2\text{O}_3\text{-3 \% Al}_2\text{O}_3\text{-8 \% MgO}$ fluorine-free slag system in the range of boron oxide content 3 – 6 % and basicity 1.0 – 2.5 is studied by vibrational viscometry, thermodynamic phase composition modeling (HSC Chemistry 6.12 (Outokumpu)), and Raman spectroscopy. It was found that physical properties of the studied slags mainly depend on the balance between the degree of structure polymerization, nature of the bond with it, and phase composition. With a low basicity of 1.0, slags are “long” and an increase in the content of boron oxide from 3 to 6 % makes them more fusible, reducing the crystallization temperature of the slag from 1340 to 1224 °C, and its viscosity from 1.0 – 0.8 to ~0.25 Pa·s at 1600 – 1660 °C, despite the significant complication of the structure, reflected in the growth of the bridging oxygen index BO from 1.10 to 1.49. With an increase in basicity, slags transfer from “long” to “short” and the content of calcium oxide increases, which, being a donor of free oxygen ions (O^{2-}), acts as a modifier of the slag structure. Thus, with a basicity of $B = (\text{CaO}/\text{SiO}_2) = 2.5$, slags have a simpler structure ($\text{BO} = 0.50 - 0.53$).

relative to slags with a basicity of 1.0, while the addition of boron oxide complicates it only slightly (an increase in BO from 0.5 up to 0.53). Increasing the concentration of B_2O_3 lowers the crystallization temperature from 1674 to 1605 °C and the viscosity from 1.0 to 0.3 Pa·s at 1660 °C as a result of the formation of low-melting compounds (mostly $2CaO \cdot B_2O_3$).

Keywords: AOD-slag, boron oxide, chromium oxide, structure, viscosity, phase composition, crystallization temperature

Acknowledgements: The work was performed as part of the state task of the Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences using the equipment of the CCP “Composition of Matter” of the Institute of High-Precision Electronics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

For citation: Shartdinov R.R., Babenko A.A., Upolovnikova A.G., Smetannikov A.N. Physical properties and structure of boron-containing slags during reduction period of AOD process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(4):471–478.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-4-471-478>

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день основным способом выплавки низкоуглеродистой нержавеющей стали является процесс аргоно-кислородного рафинирования (АКР). Рассматриваемая технология была разработана компанией Union Carbide Corp. в США в 1968 г. и уже к началу XXI в. по ней выплавляли около 3/4 всей нержавеющей стали [1].

Процесс АКР состоит из двух периодов (окислительного и восстановительного). Целью окислительного периода является обезуглероживание металла продувкой смесью кислорода и инертного газа до необходимых концентраций содержания углерода при минимизации процесса окисления хрома. Далее проводится восстановительный период, в течение которого металл продувается только инертным газом с целью интенсификации перемешивания и восстановления окислившегося хрома в металл добавками алюминия или кремния. В конце периода восстановления проводится десульфурация металла (образуется шлак с низким содержанием оксида FeO и основностью до 2,0 – 2,5) [1]. Однако возможности глубокого обессеривания металла и эффективного восстановления хрома обусловлены не только химической активностью компонентов оксидной системы, но и обеспечением благоприятных кинетических условий протекания процессов [1 – 3].

Кинетика процессов десульфурации металла и восстановления хрома в значительной степени определяется жидкоподвижностью формируемых шлаков [1; 4]. Скорость диффузии серы и оксида хрома в шлаке обратно пропорциональна его вязкости [2].

В качестве флюса, обеспечивающего низкую вязкость образующегося шлака, часто используют плавиковый шпат [1; 5; 6]. Однако серьезным недостатком использования соединения CaF_2 является образование при высоких температурах процесса экологически вредных летучих фторидов [3; 7]. Развитие этого процесса сопровождается снижением рафинирующих свойств формируемых шлаков, повышением экологической нагрузки на окружающую среду и агрессивным воздействием на оборудование. Поэтому возникает необходимость разработки жидкоподвижных рафинировочных шлаков, не содержащих плавиковый шпат. Решением проблемы может стать использование оксида бора, который, взаимодействуя с основными компонентами формируемых шлаков, образует легкоплавкие эвтектики ($CaO \cdot B_2O_3$ и $2CaO \cdot B_2O_3$ с температурой плавления 1130 и 1280 °C), обеспечивая высокую их жидкоподвижность.

В настоящей работе при помощи вибрационной вискозиметрии, термодинамического моделирования фазового состава (HSC Chemistry 6.12 (Outokumpu)) и рамановской спектроскопии были изучены вязкость (η), температура кристаллизации ($t_{кр}$), фазовый состав и структура шлаков системы $CaO-SiO_2-B_2O_3-12\% Cr_2O_3-3\% Al_2O_3-8\% MgO$ в диапазоне содержания оксида бора от 3 до 6 % и основности 1,0 – 2,5.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследования свойств шлаков системы $CaO-SiO_2-B_2O_3-12\% Cr_2O_3-3\% Al_2O_3-8\% MgO$ были сформированы шлаки, состав которых представлен в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

Состав экспериментальных шлаков

Table 1. Composition of the experimental slags

Образец шлака	Содержание в шлаке, %						B	$t_{кр}$, °C
	CaO	SiO ₂	B ₂ O ₃	MgO	Al ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃		
1	37,00	37,00	3	8	3	12	1,0	1340
2	52,86	21,14	3	8	3	12	2,5	1674
3	50,71	20,29	6	8	3	12	2,5	1605
4	35,50	35,50	6	8	3	12	1,0	1224

Шлаки выплавляли в печи сопротивления в молибденовых тиглях в атмосфере аргона из прокаленных в течение 2–3 ч при температуре 800 °С (оксид B_2O_3 – при 100 °С) оксидов марки ч.д.а.

Вязкость полученных шлаков измеряли посредством вибрационного вискозиметра [8] в молибденовых тиглях в атмосфере аргона, замер температуры проводили при помощи вольфрам-рениевой термопары. Полученные данные, характеризующие зависимость вязкости шлаков от температуры, использовали для построения графиков в координатах $\ln \eta - 1/T$. Перелом политерма вязкости в данных координатах, согласно теории вязкого течения Френкеля, обозначает температуру начала кристаллизации шлаков [9].

Термодинамическое моделирование фазового состава опытных образцов шлака проводили с использованием программного комплекса HSC Chemistry 6.12 (Outokumpu) [10].

Исследование структуры опытных образцов шлака выполняли с использованием рамановского микроскопа-спектрометра U 1000 с лазером с возбуждающей длиной волны 532 нм. Полученные спектры представлены в виде графика в диапазоне волновых чисел 400 – 1500 cm^{-1} .

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты измерения вязкости шлаков изучаемой оксидной системы представлены на рис. 1, а на рис. 2 они показаны в координатах $\ln \eta - 1/T$, по перелому зависимости определяли температуру начала кристаллизации (табл. 1).

В ходе работы были получены рамановские спектры изучаемых образцов шлаков 1–4 (рис. 3).

Считается, что степень полимеризации шлака главным образом определяется высокочастотным силикатным диапазоном 800 – 1200 cm^{-1} , соответствующим тетраэдрам $[SiO_4]$. Для получения подробной информации о структуре шлака была проведена деконволюция

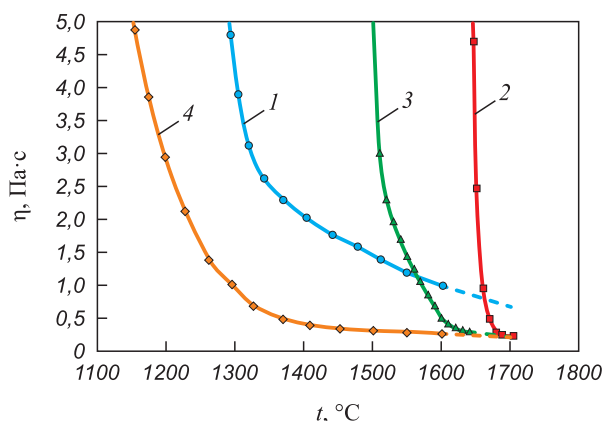


Рис. 1. Зависимость вязкости шлаков (1–4) от температуры

Fig. 1. Dependence of slag viscosity (1–4) on temperature

рамановских спектров в рассматриваемом диапазоне по методу Гаусса [11]. Характеристические пики элементов Q_{Si}^n ($[SiO_4]$ с числом мостикового кислорода n) и прочих представлены в табл. 2, а результаты деконволюции – на рис. 4.

Одним из вариантов представления степени полимеризации шлака является среднее количество мостикового кислорода ВО. Этот показатель выражается как

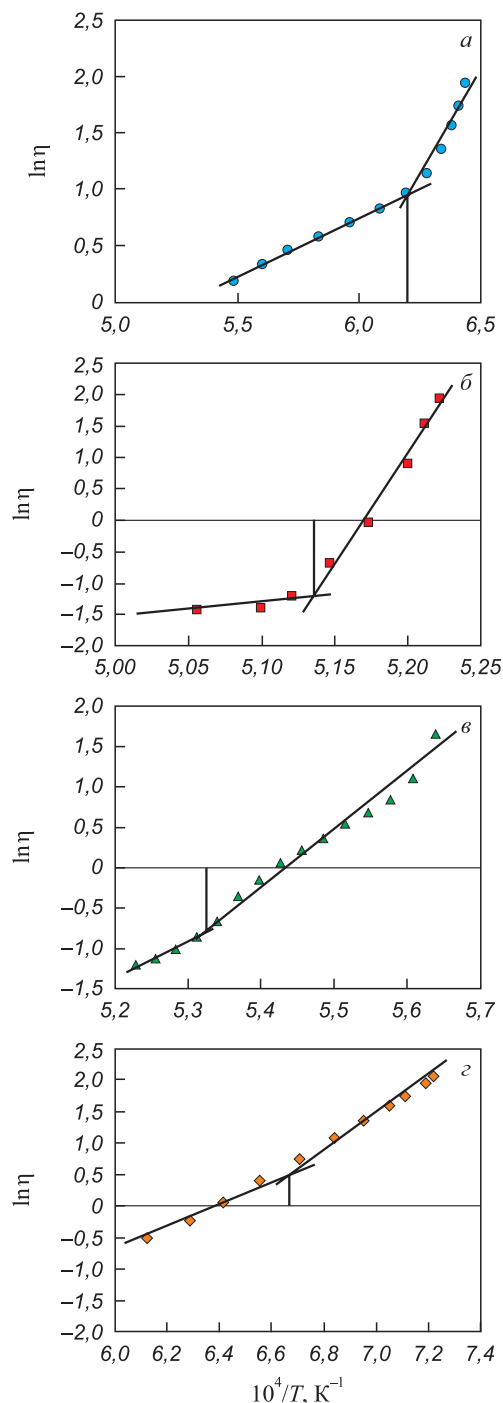


Рис. 2. Зависимость логарифма вязкости ($\ln \eta$) от обратной абсолютной температуры ($1/T$) для шлаков 1–4 (а–г)

Fig. 2. Dependence of the logarithm of viscosity ($\ln \eta$) on the inverse absolute temperature ($1/T$) for slags 1–4 (а–г)

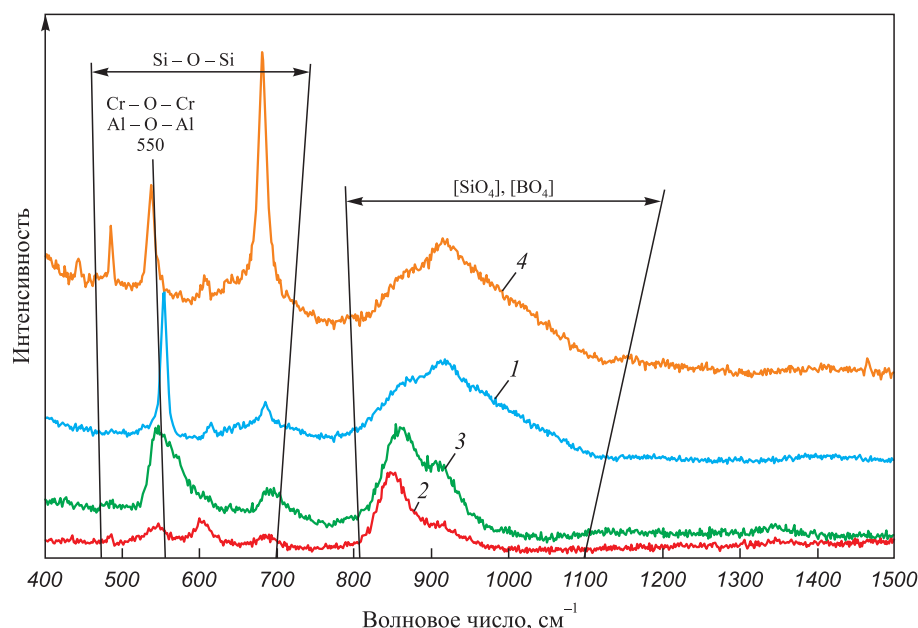


Рис. 3. Рамановские спектры образцов шлаков 1 ($B = 1,0$; 3 % B_2O_3), 2 ($B = 2,5$; 3 % B_2O_3), 3 ($B = 2,5$; 6 % B_2O_3), 4 ($B = 1,0$; 6 % B_2O_3)

Fig. 3. Raman spectra of the slag samples 1 ($B = 1,0$; 3 % B_2O_3), 2 ($B = 2,5$; 3 % B_2O_3), 3 ($B = 2,5$; 6 % B_2O_3), 4 ($B = 1,0$; 6 % B_2O_3)

число атомов мостикового кислорода, умноженного на относительную долю каждой структурной единицы $[SiO_4]$, и рассчитывается по формуле (табл. 3):

$$BO = 0 \cdot Q_{Si}^0 + 1 \cdot Q_{Si}^1 + 2 \cdot Q_{Si}^2 + 3 \cdot Q_{Si}^3 + 4 \cdot Q_{Si}^4.$$

В табл. 4 представлены результаты термодинамического моделирования фазового состава опытных образцов шлака, которые, исходя из температур плавления формируемых фаз, были условно разделены на три группы: низкотемпературные (1130 – 1280 °C), среднетемпературные (1460 – 1600 °C) и высокотемпературные (1710 – 2852 °C) фазы.

Кислые шлаки основностью 1,0 (1 и 4) относятся к категории «длинных» шлаков (рис. 1), которые отличаются высокой степенью полимеризации (табл. 3). На рис. 3 отсутствуют пики, соответствующие соединению $[BO_3]$. Можно предположить, что оксид B_2O_3 представлен в структуре трехмерными тетраэдрами соединения $[BO_4]$, которым соответствуют волновые числа 900 – 920 cm^{-1} (табл. 2).

Согласно результатам деконволюции, шлак 1 с основностью 1,0 и 3 % B_2O_3 имеет значение показателя BO 1,1 и его структура в основном представлена соединением $[SiO_4]$ без мостикового кислорода, с 1 и 2 мостиковым кислородом, доля которых составляет 0,39,

Т а б л и ц а 2

Соответствие волновых чисел и структур

Table 2. Correspondence of wave numbers and structures

Элемент	Волновое число, cm^{-1}	Структура	Ссылки
Q_{Si}^0	850 – 880	без мостикового кислорода в $[SiO_4]$	[12; 13]
Q_{Si}^1	900 – 920	с одним мостиковым кислородом в $[SiO_4]$	
Q_{Si}^2	950 – 980	с двумя мостиковыми кислородами в $[SiO_4]$	
Q_{Si}^3	1040 – 1060	с тремя мостиковыми кислородами в $[SiO_4]$	
Q_{Si}^4	1060, 1190	с четырьмя мостиковыми кислородами в $[SiO_4]$	
Si – O – Si	500 – 650	симметричные деформационные колебания Si – O ⁰	[14]
Al – O – Al	550	колебания Al – O ⁰	[15]
Cr – O – Cr	520 – 540	несимметричные валентные колебания Cr – O ⁰	[16]
$[BO_3]$	1350 – 1530	валентные колебания B – O ⁻ в $[BO_3]^-$	[17; 18]
$[BO_4]$	900 – 920	симметричные валентные колебания B – O ⁰ в $[BO_4]$	[18]

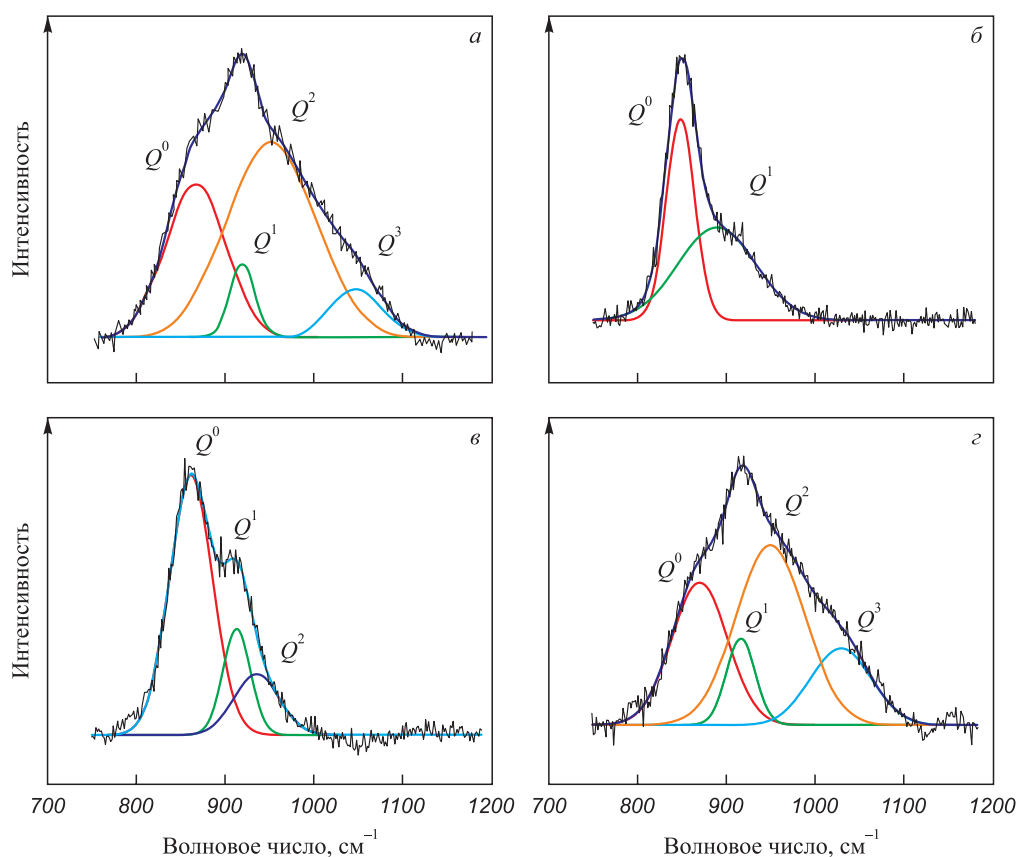


Рис. 4. Деконволюированные спектры для шлаков 1 – 4 (a – z)

Fig. 4. Deconvoluted spectra for the slags 1 – 4 (a – z)

0,17 и 0,41. Сочетание достаточно сложной сетчатой кремний-кислородной структуры ($BO = 1,1$) с высокой концентрацией высокотемпературных фаз (32,23 %) приводит к тому, что формируемый шлак характеризуется высокой вязкостью 1,0 – 0,8 Па·с при температуре 1600 – 1660 °С и температурой кристаллизации 1340 °С (табл. 1).

Увеличение содержания оксида бора до 6 % приводит к еще большей полимеризации шлака 4 ($BO = 1,49$). Наблюдается рост доли Q^2 до 0,45 и Q^3 до 0,17 за счет величин Q^0 и Q^1 . При этом в шлаке увеличивается количество легкоплавких соединений до 26,3 % при сниже-

нии содержания высокотемпературных фаз (30,66 %). Несмотря на наличие еще более сложной сетчатой кремний-кислородной структуры ($BO = 1,49$), присутствие повышенной концентрации оксида бора в формируемом шлаке в виде тетраэдров $[BO_4]$, которые, внедряясь в сложную кремний-кислородную решетку, ослабляют ее, так как образующиеся связи $B-O^0$ слабее связей $Si-O^0$. Такое «ослабление» структуры шлака в совокупности с увеличением доли легкоплавких соединений обеспечивает снижение вязкости шлака 4 примерно до 0,25 Па·с при температуре 1600 – 1660 °С.

Шлаки 2 и 3 высокой основности 2,5 гораздо более «короткие» и характеризуются низкой степенью полимеризации (рис. 1, табл. 3). С увеличением основности шлаков до 2,5 пик в силикатной области спектра 800 – 1200 cm^{-1} смещается в сторону уменьшения волнового числа (рис. 3), поскольку оксид кальция CaO является источником свободных ионов кислорода (O^{2-}) и выступает в роли модификатора структуры шлака. Свободные ионы кислорода (O^{2-}) будут реагировать с мостиковым кислородом (O^0) в силикатах, снижая сложность связей $Si-O$ в структуре шлака. Таким образом, рост содержания оксида CaO способствует развитию процесса деполимеризации [19 – 23]. Пики в районе волновых чисел 500 – 650 cm^{-1} соответствуют связям $Cr-O-Cr$, $Si-O-Si$ и $Al-O-Al$. С увеличением

Таблица 3

Доли силикатных структурных элементов

Table 3. Fractions of silicate structural elements

Образец шлака	Структурный элемент				BO
	Q_{Si}^0	Q_{Si}^1	Q_{Si}^2	Q_{Si}^3	
1	0,39	0,17	0,41	0,03	1,10
2	0,50	0,50	0	0	0,50
3	0,63	0,21	0,16	0	0,53
4	0,29	0,09	0,45	0,17	1,49

Т а б л и ц а 4

**Фазовый состав экспериментальных шлаков
при температуре 1650 °С**

*Table 4. Phase composition of the experimental slags
at 1650 °С*

Фазы	Темпера- тура плавле- ния, °С	Содержание, %, фазы в образце шлака			
		1	2	3	4
Низкотемпературные фазы					
CaO·B ₂ O ₃	1130	1,88	0,06	0,28	4,10
2CaO·B ₂ O ₃	1280	4,47	2,81	7,55	8,22
CaO·MgO·2SiO ₂	1391	13,49	0,07	0,22	13,95
Итого		19,84	2,94	8,05	26,27
Среднетемпературные фазы					
2CaO·MgO·2SiO ₂	1454	4,35	0,43	0,83	3,77
3CaO·B ₂ O ₃	1460	0,52	6,46	10,09	0,80
3CaO·2SiO ₂	1460	9,76	5,89	6,69	7,18
CaO·MgO·SiO ₂	1503	8,93	5,17	6,98	8,39
3CaO·Al ₂ O ₃	1539	0	0,44	0,12	0
CaO·SiO ₂	1540	17,99	3,22	4,37	17,06
CaO·Al ₂ O ₃ ·SiO ₂	1550	0,45	0,03	0,06	0,42
CaO·Al ₂ O ₃ ·2SiO ₂	1550	2,71	0	0,01	2,80
3CaO·MgO·2SiO ₂	1575	2,14	4,18	4,72	1,56
2CaO·Al ₂ O ₃ ·SiO ₂	1590	0,67	0,89	1,00	0,53
CaO·Al ₂ O ₃	1600	0,27	2,10	1,64	0,23
Итого		47,77	28,81	36,52	42,75
Высокотемпературные фазы					
SiO ₂	1710	4,70	0,04	0,10	5,31
2MgO·SiO ₂	1890	1,19	0,11	0,26	1,32
Al ₂ O ₃	2040	0,74	0,29	0,39	0,76
3CaO·SiO ₂	2070	0,06	4,22	1,94	0,04
CaO·Cr ₂ O ₃	2100	5,49	14,92	14,00	4,80
2CaO·SiO ₂	2130	9,61	34,04	26,89	7,66
MgO·Al ₂ O ₃	2135	0,86	1,10	1,47	0,87
Cr ₂ O ₃	2435	7,99	1,10	1,77	8,33
CaO	2570	0,24	5,04	2,77	0,21
MgO	2852	1,34	4,56	4,27	1,36
Итого		32,23	65,43	53,86	30,66

основности пики сглаживаются, что говорит об ослаблении связей.

Содержащий 3 % оксида бора шлак 2 имеет наименьшую сложность структуры, представленной равным количеством величин Q^0 и Q^1 (ВО = 0,5). Обладая простой кремний-кислородной структурой с небольшим

количеством мостикового кислорода, шлак отличается высокой долей тугоплавких фаз (более 65 %) и незначительной долей легкоплавких (2,94 %), в результате чего его температура кристаллизации составляет 1676 °С, а вязкость – 1,0 Па·с при температуре 1660 °С.

Повышение содержания оксида бора до 6 % в шлаке 3 практически не отражается на степени его полимеризации относительно шлака 2 (количество мостикового кислорода не превышает 0,53). В структуре присутствуют Q^0 , Q^1 и Q^2 , доля которых составляет 0,63, 0,21 и 0,16. Однако рост содержания до 8,05 % легкоплавких фаз и снижение доли тугоплавких до 53,86 % благоприятно сказывается на температуре кристаллизации (1605 °С) и вязкости шлака, которая снизилась до 0,5 – 0,3 Па·с в диапазоне 1600 – 1660 °С.

Полученные данные о влиянии основности шлаков и содержания в них оксида бора на фазовый состав, структуру, вязкость и температуру кристаллизации показывают, что вязкость формируемых шлаков зависит от баланса между степенью полимеризации структуры, природы связи в ней и фазового состава.

Выводы

В результате проведенного исследования получены новые данные о влиянии основности и содержания оксида бора на вязкость, температуру кристаллизации, фазовый состав и структуру шлаков системы CaO–SiO₂–B₂O₃–12 % Cr₂O₃–3 % Al₂O₃–8 % MgO в диапазоне содержания оксида бора от 3 до 6 % и основности 1,0 – 2,5.

Показано, что физические свойства изучаемых шлаков главным образом зависят от баланса между степенью полимеризации структуры, природы связи в ней и фазового состава. При низкой основности 1,0 рост содержания оксида бора с 3 до 6 % делает шлак более легкоплавким, снижая температуру кристаллизации шлака с 1340 до 1224 °С и его вязкость – с 1,0 – 0,8 примерно до 0,25 Па·с при температуре 1600 – 1660 °С, несмотря на значительное усложнение структуры, отражающееся в росте показателя ВО с 1,10 до 1,49.

При высокой основности (ВО = 2,5) шлаки обладают более простой структурой (ВО = 0,50 – 0,53), при этом добавление оксида бора усложняет ее лишь незначительно (с 0,50 до 0,53). Рост содержания B₂O₃ понижает температуру кристаллизации с 1674 до 1605 °С и вязкость – с 1,0 до 0,3 Па·с при температуре 1660 °С в результате образования легкоплавких соединений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Токовой О.К. *Аргоникислородное рафинирование нержавеющей стали*. Челябинск: ИЦ ЮУрГУ; 2015:250.
2. Попель С.И., Сотников А.И., Бороненков В.Н. *Теория металлургических процессов*. Москва: Металлургия; 1986:463.

3. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. *Производство стали. В 3-х томах. Т. 3. Внепечная металлургия стали*. Москва: Теплотехник; 2010:544.
4. Явойский В.И., Явойский А.В. *Научные основы современных процессов производства стали*. Москва: Металлургия; 1987:184.
5. Магидсон И.А., Морозов А.С., Сидоренко М.Ф. и др. Вязкость хромистых шлаков. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1973;16(11):61–64.
Magidson I.A., Morozov A.S., Sidorenko M.F., etc. Viscosity of chromium slags. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1973;16(11):61–64. (In Russ.).
6. Kalicka Z., Kawecka-Cebula E., Pytel K. Application of the Iida model for estimation of slag viscosity for $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Cr}_2\text{O}_3\text{--CaO--CaF}_2$ systems. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2009;54(1):179–187.
7. Поволоцкий Д.Я., Рощин В.Е., Грибанов В.П. и др. Влияние SiO_2 на летучесть шлаков системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--CaF}_2$. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1982;25(8):39–42.
Povolotskii D.Ya., Roshchin V.E., Griбанov V.P., etc. Influence of SiO_2 on the volatility of slags of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--CaF}_2$ system. *Izvestiya. Ferrous metallurgy*. 1982;25(8):39–42. (In Russ.).
8. Штенгельмейер С.В., Прусов В.А., Богачев В.А. Усовершенствование методики измерения вязкости вибрационным вискозиметром. *Заводская лаборатория*. 1985;9:56–57.
Shtengel'meier S.V., Prusov V.A., Bogechov V.A. Improving viscosity measuring with a vibration viscometer. *Zavodskaya laboratoriya*. 1985;(9):56–57. (In Russ.).
9. Воскобойников В.Г. и др. *Свойства доменных шлаков*. Москва: Металлургия; 1975:180.
10. Roine A. *HSC 6.0 Chemistry Reactions and Equilibrium Software with Extensive Thermochemical Database and Flowshut*. Pori.: Outokumpu research Oy; 2006:448.
11. Mysen B.O., Virgo D., Scarfe C.M. Relations between the anionic structure and viscosity of silicate melts—a Raman spectroscopic study. *American Mineralogist*. 1980;65(7): 690–710.
12. McMillan P. Structural studies of silicate glasses and melts—applications and limitations of Raman spectroscopy. *American Mineralogist*. 1984;69(6):622–644.
13. Matson D.W., Sharma S.K., Philpotts J.A. The structure of high-silica alkali-silicate glasses. A Raman spectroscopic investigation. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 1983;58(2-3): 323–352. [https://doi.org/10.1016/0022-3093\(83\)90032-7](https://doi.org/10.1016/0022-3093(83)90032-7)
14. McMillan P.F., Poe B.T., Gillet P.H., Reynard B. A study of SiO_2 glass and supercooled liquid to 1950 K via high-temperature Raman spectroscopy. *Geochimica et Cosmochimica Acta*. 2001;58(17):3653–3662.
[https://doi.org/10.1016/0016-7037\(94\)90156-2](https://doi.org/10.1016/0016-7037(94)90156-2)
15. Kim T.S., Park J.H. Structure-viscosity relationship of low-silica calcium aluminosilicate melts. *ISIJ International*. 2014;54(9):2031–2038.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.2031>
16. Dines T.J., Inglis S. Raman spectroscopic study of supported chromium (VI) oxide catalysts. *Physical Chemistry Chemical Physics*. 2003;5(6):1320–1328.
<https://doi.org/10.1039/b211857b>
17. Kim Y., Morita K. Relationship between molten oxide structure and thermal conductivity in the $\text{CaO--SiO}_2\text{--B}_2\text{O}_3$ system. *ISIJ International*. 2014;54(9):2077–2083.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.2077>
18. Cochain B., Neuville D.R., Henderson G.S., McCammon C.A., Pinet O., Richet P. Effects of the iron content and redox state on the structure of sodium borosilicate glasses: A Raman, Mössbauer and boron K-Edge XANES spectroscopy study. *Journal of the American Ceramic Society*. 2012;95(3):962–971.
<https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2011.05020.x>
19. Mysen B.O., Virgo D., Seifert F.A. The structure of silicate melts: Implications for chemical and physical properties of natural magma. *Reviews of Geophysics*. 1982;20(3): 353–382. <https://doi.org/10.1029/RG020i003p00353>
20. Mysen B.O. Relationships between silicate melt structure and petrologic processes. *Earth-Science Reviews*. 1990;27(4): 281–365. [https://doi.org/10.1016/0012-8252\(90\)90055-Z](https://doi.org/10.1016/0012-8252(90)90055-Z)
21. Mills K.C. The influence of structure on the physico-chemical properties of slags. *ISIJ International*. 1993;33(1): 148–155. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.33.148>
22. Park J.H. Structure–property correlations of $\text{CaO--SiO}_2\text{--MnO}$ slag derived from Raman spectroscopy. *ISIJ International*. 2012;52(9):1627–1636.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.1627>
23. Park J.H. Composition-structure-property relationships of CaO--MO--SiO_2 ($M = \text{Mg}^{2+}, \text{Mn}^{2+}$) systems derived from micro-Raman spectroscopy. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2012;358(23):3096–3012.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2012.08.014>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Руслан Рафикович Шартдинов, младший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0852-1161

E-mail: rr.shartdinov@gmail.com

Анатолий Алексеевич Бабенко, д.т.н., профессор, ведущий научный сотрудник, Институт металлургии Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0734-6162

E-mail: babenko251@gmail.com

Алена Геннадьевна Уполовникова, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-6698-5565

E-mail: upol.ru@mail.ru

Ruslan R. Shartdinov, Junior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0852-1161

E-mail: rr.shartdinov@gmail.com

Anatolii A. Babenko, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0734-6162

E-mail: babenko251@gmail.com

Alena G. Upolovnikova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-6698-5565

E-mail: upol.ru@mail.ru

Арте́м Николае́вич Сметаннико́в, младший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-9206-0905

E-mail: artem.smetannikov.89@mail.ru

Artem N. Smetannikov, Junior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-9206-0905

E-mail: artem.smetannikov.89@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Р. Р. Шартдинов – проведение эксперимента, обработка, анализ, написание статьи, редактирование статьи.

А. А. Бабенко – научное руководство, анализ результатов, написание статьи, редактирование статьи.

А. Г. Уполовникова – моделирование, анализ, редактирование статьи

А. Н. Сметанников – проведение эксперимента, анализ.

R. R. Shartdinov – conducting the experiment, processing and analysis of the research results, writing and editing the text.

A. A. Babenko – scientific guidance, analysis of the research results, writing and editing the text.

A. G. Upolovnikova – modeling, analysis of the research results, editing the text.

A. N. Smetannikov – conducting the experiment, analysis of the research results.

Поступила в редакцию 18.04.2023

После доработки 12.05.2023

Принята к публикации 22.05.2023

Received 18.04.2023

Revised 12.05.2023

Accepted 22.05.2023