



УДК 669.187.28.539.55

DOI 10.17073/0368-0797-2025-5-488-494



Оригинальная статья

Original article

ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ БОРСОДЕРЖАЩИХ ШЛАКОВ ПРИ ВЫПЛАВКЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

А. А. Бабенко, Р. Р. Шартдинов[✉], Д. А. Лобанов,
А. Н. Сметанников, А. Г. Уполовникова, В. С. Гуляков

Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

rr.shartdinov@gmail.com

Аннотация. Традиционно для выплавки нержавеющей стали в процессе аргоноокислородного рафинирования для разжижения шлака и обеспечения нормального течения процессов рафинирования и восстановления оксида хрома применяется плавиковый шпат, отличающийся высокой летучестью при высоких температурах сталеплавильного передела. Образующиеся при этом соединения ядовиты и опасны для окружающей среды. По этой причине в работе рассмотрена замена плавикового шпата оксидом бора, который также способен образовывать легкоплавкие эвтектики с основными компонентами шлака в момент заключительного этапа обработки стали в ходе процесса аргоноокислородного рафинирования – в период десульфурации. Установлено, что несмотря на рост степени полимеризации шлака в результате ввода до 6 % B_2O_3 , за счет способности оксида бора образовывать легкоплавкие соединения рост его содержания благоприятно сказывается на жидкоподвижности шлаков изучаемой системы $CaO-SiO_2-B_2O_3-2\% Cr_2O_3-3\% Al_2O_3-8\% MgO$ при основности (CaO/SiO_2) 1,0 и 2,5. Содержание 6 % B_2O_3 в шлаке высокой основности 2,5 позволяет достичь благоприятных для удаления серы значений вязкости 0,3 Па·с. В данном случае равновесное содержание серы в металле может достигать 0,003 % согласно термодинамическому моделированию. В результате экспериментальных исследований минимальное содержание серы составило 0,006 %, что приближается к равновесной концентрации. В ходе обработки образцов стали шлаками происходило прямое микролегирование стали бором в количестве 0,002 – 0,003 %. Небольшое количество бора, перешедшего в сталь в процессе прямого микролегирования, согласно литературным данным благоприятно сказывается на пластичности и коррозионной стойкости металлопродукта.

Ключевые слова: аргоноокислородное рафинирование, период десульфурации, вязкость, температура начала кристаллизации, структура, шлак, нержавеющая сталь

Благодарности: Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН с использованием оборудования ЦКП «Состав вещества» ИВТЭ УрО РАН.

Для цитирования: Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Лобанов Д.А., Сметанников А.Н., Уполовникова А.Г., Гуляков В.С. Особенности применения борсодержащих шлаков при выплавке нержавеющей стали. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(5):488–494. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-5-488-494>

FEATURES OF APPLICATION OF BORON-CONTAINING SLAGS IN STAINLESS STEEL SMELTING

A. A. Babenko, R. R. Shartdinov[✉], D. A. Lobanov,
A. N. Smetannikov, A. G. Upolovnikova, V. S. Gulyakov

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

rr.shartdinov@gmail.com

Abstract. Traditionally, for stainless steel smelting in the process of argon-oxygen decarburization, fluorspar is used to liquefy the slag and ensure the normal course of the refining and reduction of chromium oxide. Fluorspar is characterized by high volatility at high temperatures of the steel-making process, while the resulting compounds are toxic and hazardous to the environment. For this reason, the paper considers the replacement of fluorspar with boron oxide, which is also capable of forming low-melting eutectics with the main components of slag, at the final stage of steel

processing during the argon-oxygen decarburization process – during the desulfurization period. It was found that, despite an increase in the degree of slag polymerization as a result of the introduction of boron oxide to 6 %, due to its ability to form low-melting compounds, an increase in its content has a beneficial effect on the fluidity of slags of the studied $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3-2\% \text{Cr}_2\text{O}_3-3\% \text{Al}_2\text{O}_3-8\% \text{MgO}$ system at a basicity of CaO/SiO_2 of 1.0 and 2.5. The content of 6 % B_2O_3 in slag with a high basicity of 2.5 makes it possible to achieve viscosity values of 0.3 Pa·s, which are favorable for sulfur removal. In this case, the equilibrium sulfur content in the metal can reach 0.003 % according to the thermodynamic modeling. As a result of the experimental studies, the minimum sulfur content was 0.006 %, which is close to the equilibrium concentration. During the treatment of steel samples with slags, direct steel microalloying with boron in the amount of 0.002 – 0.003 % occurred. A small amount of boron transferred to steel during direct microalloying, according to literary data, has a beneficial effect on the ductility and corrosion resistance of the metal product.

Keywords: argon-oxygen decarburization, desulfurization period, viscosity, crystallization onset temperature, slag, structure, stainless steel

Acknowledgements: The work was carried out according to the state assignment for Vatin Institute of Metallurgy, UB RAS using the equipment of the Collaborative Usage Center “Composition of Compounds” of the Institute of High Temperature Electrochemistry of UB RAS.

For citation: Babenko A.A., Shartdinov R.R., Lobanov D.A., Smetannikov A.N., Upolovnikova A.G., Gulyakov V.S. Features of application of boron-containing slags in stainless steel smelting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(5):488–494.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-5-488-494>

ВВЕДЕНИЕ

На текущий момент при выплавке низкоуглеродистой нержавеющей стали широко применяется процесс аргоноокислородного рафинирования (АКР-процесс) [1; 2], который проходит в два этапа: окислительный и восстановительный периоды. На первом этапе происходит окисление углерода, на втором – восстановление хрома, который успел окислиться в течение первого периода. При необходимости глубокой десульфурации в конце восстановительного периода скачивают большую часть присутствующего шлака и наводят новый, высокоосновной, с незначительным содержанием оксида хрома [1]. Реакция десульфурации лимитируется массопереносом в шлаке, поэтому шлак традиционно разжижается экологически вредным плавиковым шпатом [1; 3; 4]. В качестве замены плавикового шпата может выступить оксид бора, который также образует легкоплавкие эвтектики с оксидом кальция [5 – 7].

В ходе работы были подготовлены четыре шлака системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3-2\% \text{Cr}_2\text{O}_3-3\% \text{Al}_2\text{O}_3-8\% \text{MgO}$, близкие по составу шлакам периода десульфурации, и проведены экспериментальные исследования вязкости, температуры начала кристаллизации и структуры шлаков, а также термодинамическое моделирование и экспериментальное изучение процесса десульфурации металла под шлаками данной оксидной системы.

МЕТОДИКА И МАТЕРИАЛЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе исследованы физико-химические характеристики четырех шлаков, состав которых представлен в табл. 1. Основность шлаков ($B_{\text{шл}} = \text{CaO}/\text{SiO}_2$) составляла 1,0 и 2,5, содержание оксида бора – 0 и 6 % B_2O_3 .

Синтетические шлаки выплавляли в молибденовых тиглях из предварительно прокаленных в течение 2 – 3 ч при температуре 800 °С (B_2O_3 при температуре 105 °С) и перемешанных оксидов марки ч.д.а. Выплавленные образцы гомогенизированного шлака дробились с целью получения порошка.

Замеры вязкости шлаков проводились электро-вибрационным методом [8] в печи сопротивления по мере постепенного охлаждения расплава, находящегося в молибденовых тиглях в атмосфере аргона. Фиксация температуры производилась вольфрам-рениевой термопарой ВР5/20. Температуру начала кристаллизации шлаков (далее температура кристаллизации) определяли по перелому политерм вязкости в координатах $\ln \eta - 1/T$ [9].

Термодинамическое моделирование фазового состава и равновесного содержания серы выполнено с использованием программного комплекса HSC 6.12 Chemistry [10]. Химический состав четырех образцов шлака представлен в табл. 1. Металл содержал, мас. %: 16,5 Cr, 0,02 C, 0,6 Si, 0,03 S, 1,6 Mn, 8,4 Ni и 0,006 Al. Результаты расчета равновесных концентраций серы в металле ($[S]_{\text{расч}}$) при температуре 1600 °С представлены в табл. 1. Фазы были условно разделены в зависимости от их температуры плавления на низкотемпературные, среднетемпературные и высокотемпературные и представлены в табл. 2.

Экспериментально процесс десульфурации и протекание восстановления бора изучали путем выдержки стали под предварительно переплавленными шлаками 1 – 4 (табл. 1) в магнезиальных тиглях в течение

Таблица 1. Состав экспериментальных шлаков и результаты моделирования десульфурации металла под ними при 1600 °С

Table 1. Composition of experimental slags and results of modeling metal desulfurization with them at 1600 °C

Номер шлака	Состав шлака, мас. %						$B_{\text{шл}}$
	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	MgO	B ₂ O ₃	
1	43,50	43,50	3,00	2,00	8,00	0	1,0
2	62,14	24,86	3,00	2,00	8,00	0	2,5
3	57,86	23,14	3,00	2,00	8,00	6,00	2,5
4	40,50	40,50	3,00	2,00	8,00	6,00	1,0

Таблица 2. Фазовый состав исследуемых шлаков при 1600 °С

Table 2. Phase composition of the studied slags at 1600 °С

Фазы	Температура плавления, °C	Номер шлака			
		1	2	3	4
Низкотемпературные фазы, %					
CB	1130	0	0	0,1	3,7
2CB	1280	0	0	5,2	8,4
CM2S	1391	8,4	0,01	0,1	10,9
Итого		8,4	0,01	5,4	23,0
Среднетемпературные фазы, %					
2CM2S	1454	5,1	0,2	0,6	4,2
3CB	1460	0	0	12,6	0,9
3C2S	1460	20,8	5,5	8,1	11,5
CMS	1503	8,6	4,0	6,8	7,9
CS	1540	21,5	2,2	3,6	20,9
CA2S	1553	2,6	0,0001	0,002	4,1
MS	1557	3,6	0,1	0,2	5,1
3CM2S	1575	3,7	4,5	6,8	1,9
2CAS	1593	1,4	0,9	1,6	1,0
CA	1600	0,5	3,6	3,1	0,3
Итого		67,8	21,0	43,4	57,8
Высокотемпературные фазы, %					
S	1710	3,6	0,01	0,04	5,5
A	2040	0,8	0,2	0,4	1,0
2CS	2130	15,6	56,3	39,8	9,6
CCr	2170	0,5	0,003	0,01	0,6
Cr	2435	0,5	0,0001	0,001	0,9
C	2570	0,3	15,5	5,3	0,2
M	2852	1,0	6,4	5,3	1,1
Итого		22,3	78,4	50,8	18,9
Примечание. CB – CaO·B ₂ O ₃ ; 2CB – 2CaO·B ₂ O ₃ ; 3CB – 3CaO·B ₂ O ₃ ; CS – CaO·SiO ₂ ; 2CS – 2CaO·SiO ₂ ; 3C2S – 3CaO·2SiO ₂ ; C – CaO; CMS – CaO·MgO·SiO ₂ ; M – MgO; A – Al ₂ O ₃ ; CA – CaO·Al ₂ O ₃ ; S – SiO ₂ ; MS – MgO·SiO ₂ ; CM2S – CaO·MgO·2SiO ₂ .					

10 – 60 мин при температуре 1600 °С в атмосфере Ar. Навеска состояла из 80 г металла и 16 г шлака.

Структуру опытных образцов шлака изучали с использованием метода рамановской спектроскопии при помощи рамановского микроскопа-спектрометра U 1000 с использованием лазера с возбуждающей длиной волны, равной 532 нм.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты замеров вязкости четырех изучаемых шлаков, представленные на рис. 1, показали высокую эффективность использования оксида бора в качестве

флюса – ввод 6 % B₂O₃ значительно снижает вязкость и температуру начала кристаллизации ($t_{кр}$) при низкой и высокой основности.

Далее, для изучения механизма воздействия оксида бора и характера процессов, протекающих в шлаке с его вводом, при помощи термодинамического моделирования и рамановской спектроскопии были установлены фазовый состав и особенности формируемой структуры исследуемых шлаков.

Результаты показывают, что присутствие оксида бора приводит к образованию значительного количества легкоплавких соединений, таких как различные бораты кальция, и резкому снижению содержания свободного CaO (табл. 2).

С целью оценки влияния ввода оксида бора на структуру шлака были получены рамановские спектры шлаков и проведена деконволюция по методу Гаусса [11] в силикатном интервале 800 – 1200 см⁻¹, что позволило представить степень полимеризации шлаков в виде показателя среднего количества мостикового кислорода BO (рис. 2 и табл. 3):

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

где Q_{Si}^n – [SiO₄] с n мостиковым кислородом (O⁰).

На рис. 2 присутствуют пики, соответствующие [SiO₄] вплоть до 3 (O⁰) в диапазоне волновых чисел 850 – 1060 см⁻¹ [12; 13], [CrO₄] при 873 см⁻¹ [14] и Q_{Al}^3 ([AlO₄]) при 780 см⁻¹ [15]. Трехмерные тетраэдры [BO₄] находятся в области волновых чисел 900 – 920 см⁻¹ [16; 17] и сливаются с пиками, относящимися к тетраэдрам [SiO₄].

При вводе оксида бора в низкоосновные шлаки ($B = 1,0$) степень полимеризации ожидаемо возрастает с 0,73 до 1,28 в результате роста доли Q_{Si}^1 , Q_{Si}^2 и образования Q_{Si}^3 за счет структурных единиц Q_{Si}^0 (табл. 3). Оксид бора является сеткообразователем и усложняет

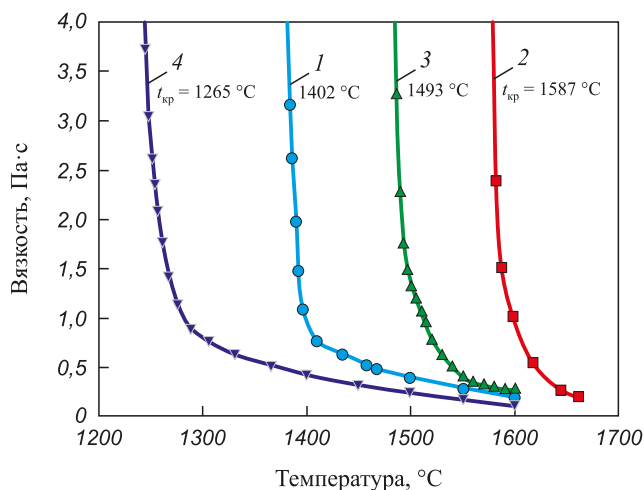


Рис. 1. Температурная зависимость вязкости шлаков 1 – 4

Fig. 1. Viscosity-temperature dependence of slags 1 – 4

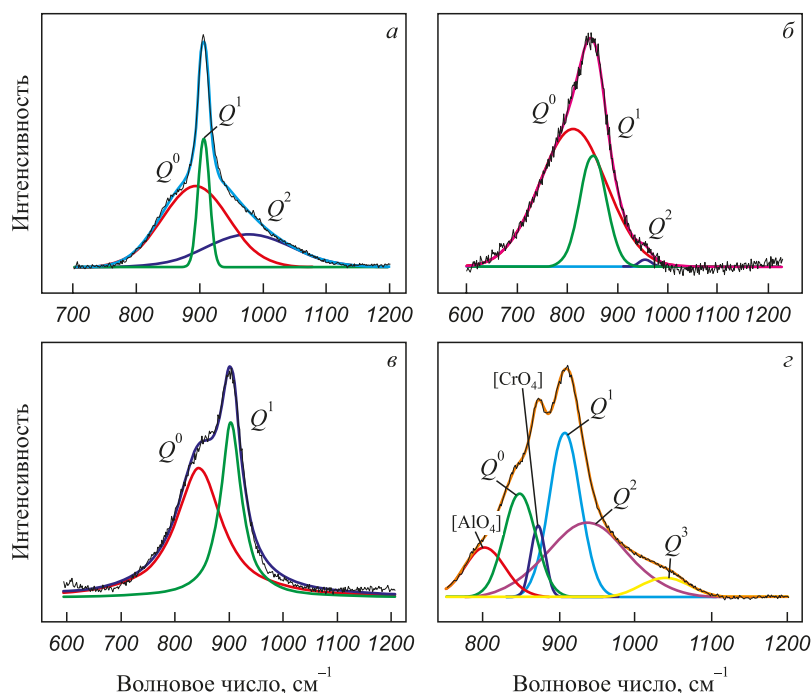


Рис. 2. Деконволюированные спектры образцов шлака 1 – 4

Fig. 2. Deconvoluted spectra of slag samples 1 – 4

структуру шлака, однако на дополнительную полимеризацию указывают проявляющиеся на спектре 4 пики $[CrO_4]$ и Q_{Al}^3 , которые отсутствуют спектре 1.

Повышение основности до 2,5 и, следовательно, рост содержания в шлаке CaO, который является донором свободного кислорода (O^{2-}), неизбежно разрушает образованные силикатные структуры, в результате чего степень полимеризации значительно снижается до 0,26 (шлак 2) и 0,38 (шлак 3) для 0 и 6 % B_2O_3 соответственно. В случае высокой основности и присутствия большого количества (O^{2-}) оксид бора полимеризует шлак в значительно меньшей степени, главным образом за счет роста доли Q_{Si}^1 .

Высокая основность шлаков 2 и 3 ($B_{шл} = 2,5$) также приводит к повышению вязкости, несмотря на упрощение структуры относительно шлаков с более низ-

кой основностью (ВО снижается с 0,73 до 0,26 и с 1,28 до 0,38 для шлаков без оксида бора и с 6 % оксида бора соответственно). Вязкость шлака 3 с 6 % B_2O_3 , несмотря на относительно простую структуру (ВО = 0,38), резко возрастает до 1,3 Па·с при 1500 °С вместе с температурой начала кристаллизации, составляющей 1493 °С. Это можно объяснить гораздо меньшим содержанием легкоплавких фаз (5,4 %) и ростом доли тугоплавких, достигающей 50,8 %, которая в основном представлена $2CaO \cdot SiO_2$ с температурой плавления 2130 °С. Высокоосновной шлак 2, не содержащий оксид бора, является наиболее вязким и тугоплавким в исследуемой системе. Его температура кристаллизации составляет 1587 °С, а вязкость, несмотря на достаточно простую структуру (ВО = 0,26), достигает 0,75 Па·с при 1600 °С, поскольку доля тугоплавких соединений в нем является максимальной и составляет 78,4 %. В основном она представлена $2CaO \cdot SiO_2$ и $CaO_{св}$.

Несмотря на высокую степень полимеризации (ВО = 1,28), шлак 4 с основностью $B_{шл} = 1,0$ и 6 % B_2O_3 , благодаря наибольшему содержанию легкоплавких фаз (23 %) обладает низкой вязкостью, составляющей 0,40 – 0,25 Па·с в диапазоне 1400 – 1500 °С, и температурой кристаллизации, равной 1265 °С.

Шлак 1 с аналогичной основностью, но без оксида бора, обладает гораздо более простой структурой (ВО = 0,73), однако его вязкость выше и составляет 0,9 – 0,4 Па·с в температурном интервале 1400 – 1500 °С. При этом температура кристаллизации возрастает до 1402 °С. Это можно объяснить снижением доли легкоплавких фаз до 8,4 %. Легкоплавкие фазы в отсут-

Таблица 3. Результаты дековолюции и степень полимеризации ВО

Table 3. Decovolution results and polymerization degree BO

Номер шлака	Доля силикатного структурного элемента				ВО
	Q_{Si}^0	Q_{Si}^1	Q_{Si}^2	Q_{Si}^3	
1	0,56	0,15	0,29	0	0,73
2	0,75	0,24	0,01	0	0,26
3	0,62	0,38	0	0	0,38
4	0,22	0,30	0,38	0,06	1,28

ствии боратов кальция представлены исключительно $\text{CaO} \cdot \text{MgO} \cdot 2\text{SiO}_2$ с температурой плавления 1391 °С.

Из вышеперечисленного можно сделать вывод о том, что в рассматриваемых шлаках явно прослеживается влияние баланса между их фазовым составом и структурой на вязкость.

Известно, что наибольшая эффективность десульфурации достигается при высокой основности. Однако эффективность развития процесса десульфурации металла определяется не только химической активностью компонентов оксидной системы, но и скоростью диффузии компонентов в оксидной системе, которая лимитируется вязкостью формируемых шлаков. Поэтому ранее были проведены опыты с выдержкой металла под шлаками с целью подтверждения влияния кинетического фактора [18]. Проведенные эксперименты с обработкой металла борсодержащими шлаками основностью 1,0 и 2,5 и с максимальным содержанием оксида бора (6 %) показали достаточно высокую эффективность десульфурации стали (табл. 4). Согласно термодинамическому моделированию с использованием программного комплекса HSC Chemistry равновесное содержание серы $[\text{S}]_{\text{расч}}$ может достигать 0,002 – 0,003 %. Показатели десульфурации при экспериментальной выдержке металла $[\text{S}]_{\text{эксп}}$ под изучаемыми шлаками приближаются к равновесным и составляют 0,006 и 0,017 % $[\text{S}]$ для шлаков 3 и 4 соответственно. При этом на шлаках с высокой основностью хорошо видно, как низкая вязкость (шлак 3) обеспечивает приближение экспериментального содержания серы в металле к его равновесной концентрации

через 60 мин выдержки металла под шлаком. Этого не наблюдается при выдержке под значительно более вязким шлаком 2, что подтверждает лимитирующую роль диффузионного фактора.

Отмечается умеренное восстановление бора кремнием, содержащимся в металле в количестве 0,3 %. Концентрация бора в металле ($[\text{B}]_{\text{эксп}}$) по окончании выдержки составила 0,002 – 0,003 % (табл. 4). Такое содержание бора в нержавеющей аустенитной стали, согласно литературным источникам, повышает коррозионную стойкость и пластичность [19; 20].

Выводы

Установлено, что ввод до 6 % B_2O_3 в шлак, несмотря на рост степени полимеризации его структуры ВО с 0,73 до 1,28 при низкой основности и с 0,26 до 0,38 при высокой основности, обеспечивает в рассматриваемом диапазоне основности достаточно высокую жидкоподвижность расплава за счет склонности к образованию легкоплавких эвтектик с основными компонентами шлака. Формируемые высокоосновные шлаки с вязкостью 0,3 Па·с, основностью 2,5 и 6,0 % B_2O_3 позволяют провести достаточно глубокую десульфурацию металла, обеспечивая равновесное содержание серы в нем на уровне 0,003 % согласно термодинамическому моделированию. Формируемый шлак при температурах периода десульфурации находится в гомогенной области, обладая температурой начала кристаллизации значительно ниже 1600 °С. Выдержка металла под данными шлаками позволила достичь до 0,006 % S. При этом в процессе обработки в металл переходит до 0,002 – 0,003 % В. Небольшое количество бора, перешедшего в сталь в процессе прямого микролегирования, согласно литературным данным, благоприятно влияет на пластичность и коррозионную стойкость металлопродукта.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Токовой О.К. Аргоноокислородное рафинирование нержавеющей стали: Монография. Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ; 2015:250.
2. Jalkanen H., Holappa L. Converter steelmaking. In: *Treatise on Process Metallurgy*. Vol. 3. Oxford: Elsevier; 2013:223–270. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096988-6.00014-6>
3. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Производство стали: в 3-х томах. Т. 3: Внепечная металлургия стали. Москва: Теплотехник; 2010:544.
4. Visuri V.V., Mattila R., Kupari P., Fabritius T. A comparative study on refractory wear associated with fluxes for AOD slags. In: *Proceedings of the 7th Int. Congress on Science and Technology of Steelmaking, June 13–15, 2018, Venice, Italy*. 2018:13–15.
5. Wang H.-m., Li G.-r., Li B., Zhang X.-j., Yan Y.-q. Effect of B_2O_3 on melting temperature of CaO-based ladle refining slag. *ISIJ International*. 2010;17(10):18–22. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60177-X](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60177-X)

Таблица 4. Содержание серы и бора в металле в зависимости от времени выдержки под шлаком при 1600 °С (исходное содержание серы в металле 0,03 %)

Table 4. Sulfur and boron content in metal depending on time of slag treatment at 1600 °C (initial sulfur content in metal – 0.03 %)

Номер шлака	Выдержка, мин	$[\text{S}]_{\text{эксп}}$, %	$[\text{S}]_{\text{расч}}$, %	$[\text{B}]_{\text{эксп}}$, %	Вязкость, Па·с
1	10	0,015	0,011	–	0,20
	20	0,015			
	30	0,014			
2	10	0,015	0,002	–	0,75
	30	0,010			
	60	0,011			
3	10	0,015	0,003	~0,002	0,30
	20	0,013			
	40	0,008			
	60	0,006			
4	10	0,016	0,014	~0,003	0,20
	20	0,017			
	30	0,017			

6. Бабенко А.А., Смирнов Л.А., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н., Сычев А.В. Теоретические основы и технология глубокой десульфурации металла и прямого микролегирования стали бором под основными борсодержащими шлаками. *Металлург.* 2019;79(12):23–28.
Babenko A.A., Smirnov L.A., Upolovnikova A.G., Smetanikov A.N., Sychev A.V. Theoretical bases and technology of steel exhaustive metal desulfurization and direct microalloying with boron beneath basic boron-containing slags. *Metalurgist.* 2020;63(11-12):1259–1265.
<https://doi.org/10.1007/s11015-020-00937-6>
7. Li Q., Yang Sh., Zhang Y., An Zh., Guo Zh.Ch. Effects of MgO, Na₂O, and B₂O₃ on the viscosity and structure of Cr₂O₃-bearing CaO–SiO₂–Al₂O₃ slags. *ISIJ International.* 2017;57(4):689–696.
<https://doi.org/10.2355/ISIJINTERNATIONAL.ISIJINT-2016-569>
8. Штенгельмейер С.В., Прусов В.А., Богечов В.А. Усовершенствование методики измерения вязкости вибрационным вискозиметром. *Заводская лаборатория.* 1985; (9):56–57.
Shtengel'meier S.V., Prusov V.A., Bogechov V.A. Improvement of the technique of measuring viscosity using a vibration viscometer. *Zavodskaya laboratoriya.* 1985;(9):56–57. (In Russ.).
9. Воскобойников В.Г., Дунаев Н.Е., Михалевич А.Г., Кухтин Т.И., Штенгельмейер С.В. Свойства доменных шлаков: Справочник. Москва: Металлургия; 1975:180.
10. Roine A. Outokumpu HSC Chemistry for Windows. Chemical Reactions and Equilibrium Software with Extensive Thermochemical Database. Pori: Outokumpu research OY; 2002:269.
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(7-8): 690–710.
12. McMillan P. Structural studies of silicate glasses and melts – applications and limitations of Raman spectroscopy. *American Mineralogist.* 1984;69(7-8):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. Weckhuysen B.M., Wachs I.F. Raman spectroscopy of supported chromium oxide catalysts. Determination of chromium–oxygen bond distances and bond orders. *Journal of the Chemical Society, Faraday Transactions.* 1996;92(11): 1969–1973. <https://doi.org/10.1039/FT9969201969>
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. 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>
17. Kim Y., Morita K. Relationship between molten oxide structure and thermal conductivity in the CaO–SiO₂–B₂O₃ system. *ISIJ International.* 2014;54(9):2077–2083.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.2077>
18. Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Лобанов Д.А., Сметанников А.Н., Уполовникова А.Г. Физико-химические свойства шлаков системы CaO–SiO₂–B₂O₃–2%Cr₂O₃–3%Al₂O₃–8%MgO. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации.* 2023;79(9):736–744.
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2023-9-736-744>
Babenko A.A., Shartdinov R.R., Lobanov D.A., Smetanikov A.N., Upolovnikova A.G. Physicochemical properties of the CaO–SiO₂–B₂O₃–2%Cr₂O₃–3%Al₂O₃–8%MgO slag system. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information.* 2023;79(9):736–744. (In Russ.).
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2023-9-736-744>
19. Cetin M. Effect of boron added corrosion behavior of cast 304 stainless steel. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces.* 2019;55:1217–1225.
<https://doi.org/10.1134/S2070205119060054>
20. Мошкевич Е.И., Травинин В.И., Кисина Л.Б., Сидоров К.В. Улучшение технологической пластичности стали Х18Н9Т. 2-е изд. Москва: ЦИИНЧМ; 1964:10.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Анатолий Алексеевич Бабенко, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0734-6162

E-mail: babenko251@gmail.com

Руслан Рафикович Шартдинов, к.т.н., научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0852-1161

E-mail: rr.shartdinov@gmail.com

Даниил Андреевич Лобанов, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории проблем техногенных образований, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0009-0007-5659-1208

E-mail: summerdanny@yandex.ru

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

ORCID: 0000-0003-0734-6162

E-mail: babenko251@gmail.com

Ruslan R. Shartdinov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0852-1161

E-mail: rr.shartdinov@gmail.com

Daniil A. Lobanov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Problems of Man-Made Formations, Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0009-0007-5659-1208

E-mail: summerdanny@yandex.ru

Артем Николаевич Сметанников, младший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолына Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-9206-0905

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

Алена Геннадьевна Уполовникова, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолына Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-6698-5565

E-mail: upol.ru@mail.ru

Владимир Сергеевич Гуляков, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолына Уральского отделения РАН

ORCID: 0009-0009-3030-0171

E-mail: gvs49@mail.ru

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

ORCID: 0000-0001-9206-0905

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

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

ORCID: 0000-0002-6698-5565

E-mail: upol.ru@mail.ru

Vladimir S. Gulyakov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0009-0009-3030-0171

E-mail: gvs49@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

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

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

Д. А. Лобанов – проведение эксперимента, анализ результатов.

А. Н. Сметанников – проведение эксперимента, анализ результатов.

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

В. С. Гуляков – анализ результатов, редактирование статьи.

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

R. R. Shartdinov – conducting an experiment, processing and analysis of results, writing and editing the article.

D. A. Lobanov – conducting an experiment, analysis of results.

A. N. Smetannikov – conducting an experiment, analysis of results.

A. G. Upolovnikova – modeling, processing and analysis of results, editing the article.

V. S. Gulyakov – analysis of results, editing the article.

Поступила в редакцию 26.05.2025

После доработки 10.06.2025

Принята к публикации 16.06.2025

Received 26.05.2025

Revised 10.06.2025

Accepted 16.06.2025