



К. т. н. В. В. Козлов¹ (✉), д. т. н. А. П. Шевчик¹, д. т. н. С. А. Суворов¹,
к. т. н. Н. В. Арбузова¹, к. т. н. Д. В. Кузнецов²

¹ ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)», Санкт-Петербург, Россия

² ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

УДК 666.762.32.017:620.197

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ОГНЕУПОРНЫХ И ШЛАКОВЫХ СИСТЕМ, ОПТИМИЗАЦИЯ ШЛАКОВОГО РЕЖИМА И СТАБИЛИЗАЦИЯ ШЛАКОВ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Предложена методика моделирования фазообразования в рамках многокомпонентной оксидной системы $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-FeO-Fe}_2\text{O}_3$, которая может быть применена для прогнозирования равновесного фазового состава огнеупорных систем и систем типа шлак – огнеупор для модификации химического состава металлургических шлаков, повышения ресурса футеровки металлургических агрегатов, а также для целенаправленного придания им свойств минеральных вяжущих веществ.

Ключевые слова: ковш, печь-ковш, шлаковая коррозия, внепечная обработка стали.

ВВЕДЕНИЕ

Шлаковая коррозия — одна из основных причин вывода из эксплуатации агрегатов внепечной обработки стали для проведения холодного ремонта футеровки, так как зона шлакового пояса подвергается максимальному химическому воздействию агрессивных расплавов. В настоящее время разработаны различные варианты футерования сталеразливочных ковшей формованными и неформованными огнеупорными материалами (в том числе комбинированные футеровки), но рабочий слой шлакового пояса чаще всего изготавливают из высококачественного периклазоуглеродистого огнеупора на основе плавного периклаза высокой степени чистоты и низкозольного крупнокристаллического графита.

Высококачественные периклазоуглеродистые огнеупоры с содержанием углерода от 6 до 12 мас. % обладают максимальной коррозионной стойкостью по отношению к рафинировочным

шлакам внепечной обработки стали и обеспечивают наиболее равномерный износ зоны шлакового пояса и зоны металла футеровки.

При кристаллизации рафинировочных шлаков, проникающих в поры и щели футеровки, выделяется фаза двухкальциевого силиката (C_2S) [1], которая обладает развитым полиморфизмом, и существует в зависимости от условий в виде α -, β - и γ -форм. Формирование фазы C_2S может представлять собой серьезную проблему и приводить к ускоренному износу огнеупоров шлакового пояса. Двухкальциевый силикат кристаллизуется при охлаждении шлакового расплава, проникшего в щели, трещины и другие дефекты футеровки, и вызывает сколы, растрескивание и отслаивание огнеупоров, так как при температуре ниже 820 °С происходит полиморфное превращение C_2S , сопровождающееся повышением объема на 12 %. Таким образом, неритмичная работа металлургического агрегата, значительное охлаждение между плавками приводит к существенному снижению ресурса огнеупорной футеровки.

Полиморфные превращения C_2S вызывают эффект «силикатного распада» шлака при его охлаждении, который проявляется как дефрагментация, рассыпание и пылеобразование за-



В. В. Козлов
E-mail: chemic@yandex.ru

твердевшего шлака [2]. Образование шлаковой пыли негативно сказывается на экологической обстановке в сталеплавильном цеху и в районах, прилегающих к местам складирования шлаковых отходов. Существуют различные методы стабилизации рафинировочных шлаков [1]. Одним из них является модификация химического состава с целью смещения его в область, где минимизируется кристаллизация двухкальциевого силиката.

Ресурс футеровки сталеплавильных агрегатов в значительной степени определяется агрессивностью шлаковых расплавов, которая по отношению к футеровке определяется химическим составом и температурой шлака. Агрессивность максимальна, если шлаковый расплав находится в области первичной кристаллизации какого-либо легкоплавкого соединения. Для ее снижения по отношению к периклазоуглеродистому огнеупору его химический состав модифицируют в область первичной кристаллизации MgO, насыщая расплав оксидом магния, используя различные магниезиальные шлакообразующие добавки [3], дозировка применения которых основывается на накопленном производственном опыте.

Динамика перехода огнеупорной фазы в шлаковый расплав в общем виде q описывается следующим уравнением:

$$q = \frac{D}{d} (C_{\infty} - C_{\text{MgO}}), \quad (1)$$

где C_{∞} — концентрация, соответствующая насыщению шлакового расплава оксидом магния; C_{MgO} — концентрация MgO в шлаковом расплаве; Δ_{MgO} — степень ненасыщенности шлака по MgO (движущая сила процесса шлаковой коррозии), $\Delta_{\text{MgO}} = C_{\infty} - C_{\text{MgO}}$; d — толщина диффузионного слоя на поверхности раздела шлак – огнеупор; D — эффективный коэффициент диффузии огнеупорной фазы (MgO) в шлаковый расплав.

На рис. 1 схематично показан разрез поверхности ликвидуса для шлакового расплава, находящегося в области первичной кристаллизации MgO. Движущая сила процесса шлаковой коррозии Δ_{MgO} определяется степенью перегрева расплава ΔT (разница между температурой ликвидуса и температурой шлака) и концентрацией MgO.

Повышение концентрации MgO в расплаве приводит к снижению движущей силы шлаковой коррозии и уменьшению степени перегрева расплава. Но следует учитывать, что при переходе содержания MgO выше предела растворимости при температуре ведения металлургического процесса существует риск формирования гетерогенного шлака с высокой вязкостью и недостаточной рафинирующей способностью. В качестве критерия оптимизации при модификации химического состава шлака предлагается использовать ΔT — степень его перегрева.

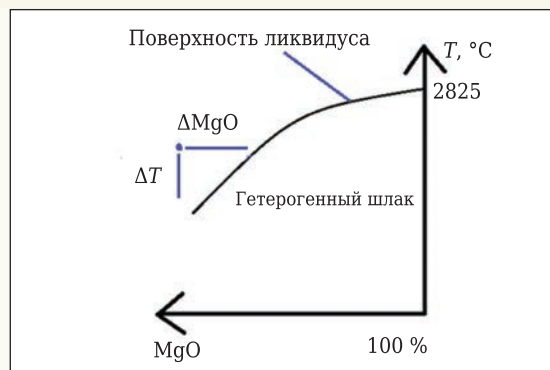


Рис. 1. Поверхность ликвидуса и движущая сила шлаковой коррозии

Актуальной является задача разработки теоретических основ и математического аппарата для целенаправленной модификации химического состава шлаков (оптимизации шлакового режима) агрегатов внепечной обработки стали для снижения интенсивности шлаковой коррозии огнеупоров, минимизации эффекта «силикатного распада» шлаков с целью повышения ресурса футеровки, снижения расхода огнеупоров на 1 т стали и улучшения экологической обстановки в сталеплавильном цехе.

Также в футеровке сталеразливочных и промежуточных ковшей, продувочных фурм, турбостопов, желобов доменных печей и других металлургических агрегатов широко применяют неформованные огнеупорные материалы и огнеупорные бетоны. Формирование фазового состава и структуры монолитного огнеупорного материала происходит, как правило, по месту применения в конструкциях при температуре проведения металлургических процессов. Связующая система или матричная часть для многих типов современных низкоцементных огнеупорных бетонов содержит в разных соотношениях высокоглиноземистый цемент, микрокремнезем, тонкодисперсный кальцинированный глинозем (реактивный глинозем) и различные функциональные добавки. Существенное влияние на степень спекания, огнеупорность, температуру начала деформации под нагрузкой и шлакоустойчивость монолитного огнеупорного материала оказывают фазы, образующиеся при взаимодействии между тонкодисперсными и примесными компонентами бетона.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО СОСТАВА ОГНЕУПОРОВ И ШЛАКОВ В РАМКАХ ХИМИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-FeO-Fe}_2\text{O}_3$

Высокотемпературное фазообразование в огнеупорных системах (в том числе в огнеупорных бетонах с вяжущей системой на основе высокоглиноземистого цемента, микрокремнезема и реактивного глинозема), а также металлургии

ческих шлаках и системах шлак – огнеупор во многих случаях с достаточной точностью описывается с помощью шестикомпонентной химической системы $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-FeO-Fe}_2\text{O}_3$. Данная система представляет значительный интерес с точки зрения изучения свойств многих формованных и неформованных огнеупоров и металлургических шлаков.

При равновесной кристаллизации n -компонентного расплава выделяется n твердых фаз, при этом вся многокомпонентная система в субсолидусном строении делится на некоторое количество политопов — ансамблей из n взаимно сосуществующих фаз. Каждая точка произвольно заданного химического состава в рамках n -компонентной системы находится в области одного из существующих политопов или на их границах. Таким образом, существует однозначное соотношение между химическим составом и равновесным субсолидусным фазовым составом для каждого политопов n -компонентной системы, и это соотношение описывается с помощью системы линейных уравнений:

$$\begin{cases} C_1^{(1)} \cdot x^{(1)} + C_1^{(2)} \cdot x^{(2)} + \dots + C_1^{(n)} \cdot x^{(n)} = Y_1; \\ C_2^{(1)} \cdot x^{(1)} + C_2^{(2)} \cdot x^{(2)} + \dots + C_2^{(n)} \cdot x^{(n)} = Y_2; \\ \dots \\ C_n^{(1)} \cdot x^{(1)} + C_n^{(2)} \cdot x^{(2)} + \dots + C_n^{(n)} \cdot x^{(n)} = Y_n, \end{cases} \quad (2)$$

где C_j^i — содержание j -го компонента в i -й фазе; x^i — концентрация i -й фазы; Y_1, \dots, Y_n — заданный химический состав (в виде оксидов) в рамках n -компонентной системы.

Система линейных уравнений (2) решается для каждого политопов n -компонентной химической системы, но только для одного политопов все корни x^1, \dots, x^n (искомые концентрации сосуществующих фаз) неотрицательны и решение имеет физический смысл. Решение задачи определения равновесного фазового состава на основании заданного химического состава в рамках n -компонентной системы заключается в нахождении этого политопов (ансамбля взаимно сосуществующих фаз) и корней системы линейных уравнений (2) для него. Для составления и практического применения системы уравнений (2) необходимо обладать полной и исчерпывающей информацией обо всех ансамблях взаимно сосуществующих фаз (субсолидусном строении) многокомпонентной химической системы. В монографии [4] приведено полное описание субсолидусного строения шестикомпонентной оксидной системы $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-FeO-Fe}_2\text{O}_3$. Данная система содержит 42 фазы (в том числе 14 трехкомпонентных, 22 двухкомпонентных), которые составляют 132 ансамбля взаимно сосуществующих фаз (политопов).

ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРЫ ЛИКВИДУСА ШЛАКОВЫХ СИСТЕМ

Температуру ликвидуса $T_{\text{лик}}$ можно приблизительно определить с помощью формулы Шредера

– Ле-Шателье, рассматривая шлаковый расплав с точки зрения модели идеального раствора:

$$T_{\text{лик}} = \frac{\Delta H_{\text{пл}} \cdot T_{\text{пл}}}{(\Delta H - \ln(x) \cdot R \cdot T_{\text{пл}})}, \quad (3)$$

где $\Delta H_{\text{пл}}$ — тепловой эффект плавления твердой фазы, Дж/моль; $T_{\text{пл}}$ — температура плавления твердой фазы, К; x — мольная доля фазы; R — универсальная газовая постоянная, $R \approx 8,314$ Дж/(моль·К).

После определения равновесного фазового состава шлака на основе заданного химического состава в рамках системы $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-FeO-Fe}_2\text{O}_3$ производится расчет $T_{\text{лик}}$ для каждой фазы, входящей в состав найденного политопов, при условии, что фаза плавится конгруэнтно. $T_{\text{лик}}$ принимается как максимальная из рассчитанных для каждой из фаз политопов, а химический состав шлака находится в области первичной кристаллизации фазы с максимальным расчетным значением $T_{\text{лик}}$.

С более высокой точностью $T_{\text{лик}}$ многокомпонентной шлаковой системы может быть определена с помощью выражений:

$$\ln(\alpha_{\text{ф}}) = -\Delta H_{\text{пл}} \cdot R^{-1} \cdot \left(\frac{1}{T_{\text{лик}}} - \frac{1}{T_{\text{пл}}} \right), \quad (4)$$

$$T_{\text{лик}} = \frac{1}{\frac{1}{T_{\text{пл}}} - \frac{\ln(\alpha_{\text{ф}}) \cdot R}{\Delta H_{\text{пл}}}}, \quad (5)$$

где $\alpha_{\text{ф}}$ — активность фазы.

Активность фаз, входящих в состав шлаковой системы, может быть определена с помощью модели полимерного — ионного — шлакового расплава [5].

РЕЗУЛЬТАТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ

Для экспериментального исследования фазового состава матричной части огнеупорного бетона приготовлены образцы на основе высокоглиноземистого цемента, реактивного глинозема, микрокремнезема и тонкомолотой алюмомагниевого шпинели. Химический состав реактивного глинозема приведен в табл. 1. Химический состав высокоглиноземистого цемента марки CEMBOR-73, мас. %: Al_2O_3 не менее 73,0, Fe_2O_3 не более 0,5, SiO_2 не более 0,8, CaO не менее 22,0 [6]. Химический состав микрокремнезема марки Elcem MS-968, мас. %: SiO_2 96,5, Al_2O_3 0,7, Fe_2O_3 0,3, CaO 0,4, MgO 0,5, Na_2O 0,3, K_2O 0,85, C 0,8, SO_3 0,5 [7]. Химический состав алюмомагниевого шпинели марки AR-78, мас. %: Al_2O_3 74,0, MgO 22,5, CaO 0,2, SiO_2 0,1, Na_2O 0,1, Fe_2O_3 0,2 [8]. Компонентный и химический состав исследуемых образцов приведен в табл. 2 и 3. Перед исследованием методом РФА образцы подвергались двукратному обжигу при 1300 °С.

Фазовый состав образцов А, В и С исследован методом РФА на установке Rigaku SmartLab 3

Таблица 1. Состав реактивного глинозема ГРТ [6]

| Показатели | ТУ 14-194-215-97 | Типичные показатели |
|---|------------------|---------------------|
| Состав, мас. %: | | |
| Al ₂ O ₃ , не менее | 99,30 | 99,60 |
| Na ₂ O, не более | 0,35 | 0,19 |
| Fe ₂ O ₃ , не более | 0,13 | 0,06 |
| SiO ₂ , не более | 0,08 | 0,02 |
| Зерновой состав, мкм: | | |
| D ₅₀ | 2,5 | 1,44 |
| D ₉₀ | 4,0–7,5 | 6,71 |
| * D ₅₀ — 50 % частиц имеют размер менее указанного; D ₉₀ — 90 % частиц имеют размер менее указанного. | | |

(рис. 2). Расчетный фазовый состав образцов, полученный в результате моделирования фазового равновесия в рамках многокомпонентной системы CaO–MgO–Al₂O₃–SiO₂–FeO–Fe₂O₃ на основе предложенных принципов, приведен в табл. 4.

Результаты экспериментального исследования фазового состава образцов А, В и С методом РФА (см. рис. 2) подтверждают данные, полученные в результате моделирования фазового состава на основе предложенных принципов (см. табл. 4). При высокотемпературной обработке (1300 °С) составов матричной части огнеупорного бетона на основе высокоглиноземистого цемента, реактивного глинозема, микрокремнезема и тонкомолотой алюмомагниевого шпинели формируются кристаллические фазы: муллит, анортит, корунд, алюмомагниевого шпинель. При повышении содержания MgO·Al₂O₃ в образце до 33,4 мас. % снижается концентрация в фазовом составе анортита и муллита, повышается концентрация алюмомагниевого шпинели (от 0,6 до 27,3 мас. %) и корунда (от 5,7 до 9,7 мас. %). В фазовом составе образца А (рис. 2, а) концентрация алюмомагниевого шпинели находится в области ниже порога обнаружения методом РФА.

В табл. 5 и 6 приведен пример моделирования фазового состава, области первичной кристаллизации и температуры ликвидуса некоторых рафинировочных шлаков установки печь-ковш.

Наиболее агрессивными из представленных являются шлаки, состав которых находится в области кристаллизации фазы C₂S. При этом чем ниже температура ликвидуса, тем выше агрессивность расплава, т. е. чем больше разница между температурой шлака в металлургическом процессе и температурой лик-

Таблица 2. Компонентный состав образцов А, В и С, мас. %

| Компонент | Образец | | |
|---------------|---------|------|------|
| | А | В | С |
| Cembor-73 | 33,3 | 26,6 | 22,2 |
| Elcem MS-968 | 33,3 | 26,6 | 22,2 |
| ГРТ | 33,4 | 26,6 | 22,2 |
| Шпинель AR-78 | 0 | 20,2 | 33,4 |

Таблица 3. Химический состав образцов А, В и С, мас. %

| Оксид | Образец | | |
|--------------------------------|---------|------|------|
| | А | В | С |
| Al ₂ O ₃ | 58,8 | 61,8 | 63,8 |
| Fe ₂ O ₃ | 0,3 | 0,2 | 0,2 |
| SiO ₂ | 32,3 | 25,7 | 21,5 |
| CaO | 8,1 | 6,5 | 5,4 |
| MgO | 0,3 | 4,7 | 7,6 |

Таблица 4. Расчетный фазовый состав образцов А, В и С, мас. %*

| Образец | CAS ₂ (анортит) | A ₃ S ₂ (муллит) | MA (шпинель) | A (корунд) | FA |
|---------|-------------------------------|---|-----------------|---------------|-----|
| А | 40,3 | 53,1 | 0,6 | 5,7 | 0,3 |
| В | 32,5 | 42,4 | 16,7 | 8,1 | 0,3 |
| С | 27,4 | 35,3 | 27,3 | 9,7 | 0,3 |

* C — CaO; M — MgO; A — Al₂O₃; S — SiO₂; F — Fe₂O₃.

видуса (степень перегрева шлака), тем выше его агрессивность по отношению к огнеупорной футеровке. Предлагается использовать степень перегрева шлака как критерий оптимизации при модификации химического состава шлака.

В табл. 7 и 8 приведен пример моделирования фазового состава ряда рафинировочных шлаков.

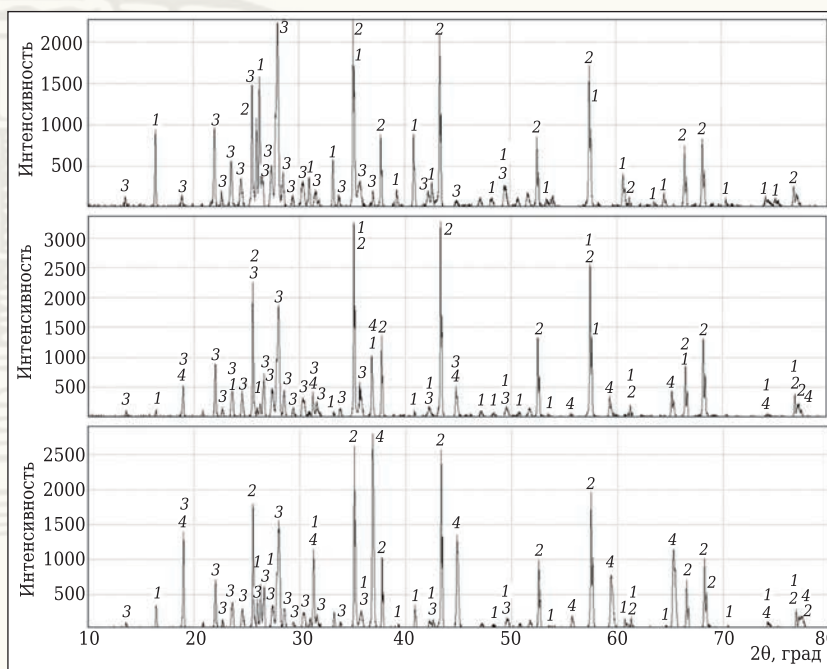


Рис. 2. Рентгенограмма образцов А (а), В (б), С (в): 1 — муллит (3Al₂O₃·2SiO₂); 2 — корунд (Al₂O₃); 3 — анортит (CaO·Al₂O₃·2SiO₂); 4 — алюмомагниевого шпинель (MgO·Al₂O₃)

Таблица 5. Химический состав рафинировочных шлаков установки печь-ковш, мас. %

| Шлак | CaO | MgO | Al ₂ O ₃ | SiO ₂ | FeO |
|------|------|-----|--------------------------------|------------------|-----|
| 1a | 48,7 | 4,6 | 30,2 | 15,9 | 0,6 |
| 2a | 47,5 | 6,9 | 29,5 | 15,5 | 0,6 |
| 3a | 46,0 | 9,9 | 28,5 | 15,0 | 0,6 |

Таблица 6. Расчетный фазовый состав рафинировочных шлаков установки печь-ковш и температура ликвидуса

| Шлак | Содержание ² , мас. % | | | | | T _{ликв} , °C |
|------|----------------------------------|-------------------|------|--------------------------------|-----|------------------------|
| | M | C ₂ S | CA | C ₁₂ A ₇ | F' | |
| 1a | 4,6 | 45,6 ¹ | 37,4 | 11,8 | 0,6 | 1579 |
| 2a | 6,9 | 44,5 ¹ | 36,5 | 11,6 | 0,6 | 1555 |
| 3a | 9,9* | 43,1 | 35,3 | 11,2 | 0,6 | 1649 |

¹ Фаза, в области первичной кристаллизации которой находится химический состав шлака.

² F' — FeO.

Таблица 7. Химический состав рафинировочных шлаков, мас. %

| Шлак | CaO | MgO | Al ₂ O ₃ | SiO ₂ | FeO |
|------|------|------|--------------------------------|------------------|-----|
| 1b | 55,3 | 10,0 | 22,4 | 14,9 | 0,4 |
| 2b | 50,8 | 9,7 | 24,7 | 14,5 | 0,4 |
| 3b | 47,8 | 9,2 | 29,1 | 13,6 | 0,4 |
| 4b | 46,0 | 8,8 | 31,7 | 13,1 | 0,3 |
| 5b | 44,5 | 8,5 | 33,9 | 12,7 | 0,3 |

Таблица 8. Расчетный фазовый состав рафинировочных шлаков и температура ликвидуса

| Шлак | Содержание, мас. % | | | | | | T _{ликв} , °C |
|------|--------------------|------------------|------------------|------|--------------------------------|-----|------------------------|
| | M | C ₂ S | C ₃ A | CA | C ₁₂ A ₇ | FeO | |
| 1b | 10,0* | 42,8 | 12,6 | 0 | 34,2 | 0,4 | 1641 |
| 2b | 9,7* | 41,5 | 1,7 | 0 | 46,7 | 0,4 | 1635 |
| 3b | 9,2* | 39,0 | 0 | 20,1 | 31,4 | 0,4 | 1621 |
| 4b | 8,8* | 37,6 | 0 | 32,8 | 20,4 | 0,3 | 1612 |
| 5b | 8,5* | 36,4 | 0 | 44,0 | 10,8 | 0,3 | 1605 |

* Фаза, в области первичной кристаллизации которой находится химический состав шлака.

Показано, что повышение концентрации Al₂O₃ (введение в шлак исходного состава глинозем-содержащих добавок) приводит к снижению

Библиографический список

1. Шешуков, О. Ю. Стабилизация рафинировочных шлаков путем корректировки их фазового состава и придания им свойств минеральных вяжущих веществ / О. Ю. Шешуков, И. В. Некрасов, М. А. Михеенков [и др.] // Новые огнеупоры. — 2017. — № 6. — С. 45–52.
2. Sheshukov, O. Yu. Stabilization of refining slag by adjusting its phase composition and giving it the properties of mineral binders / O. Yu. Sheshukov, I. V. Nekrasov, M. A. Mikheenkova [et al.] // Refractories and Industrial Ceramics. — 2017. — Vol. 58, № 3. — P. 324–330.
3. Кушнерев, И. В. Стабилизация шлаков внепечной обработки стали от силикатного распада; тез. докл. на Междунар. конф. огнеупорщиков и металлургов (19–20 апреля 2018 г., Москва) / И. В. Кушнерев, М. Б. Оржех, Б. Б. Либанов [и др.] // Новые огнеупоры. — 2018. — № 4. — С. 44.
3. Брюгманн, С. Вклад MgO в корректировку состава шлаков внепечной обработки / С. Брюгманн // Новые огнеупоры. — 2011. — № 8. — С. 7–11.

концентрации белита (C₂S) и трехкальциевого алюмината (C₃A), а также к повышению концентрации алюмината кальция (CA). Такие фазы, как алюминат кальция (CA) и майенит (C₁₂A₇), обладают вяжущими свойствами и являются компонентами различных вяжущих систем.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На кафедре ХТТНиСМ СПбГТИ (ТУ) предложена методика и разработано программное обеспечение для моделирования субсолидусного фазового состава огнеупорных и шлаковых систем в рамках многокомпонентной химической системы CaO–MgO–Al₂O₃–SiO₂–FeO–Fe₂O₃, а также для определения областей первичной кристаллизации, оценки температуры ликвидуса шлаковых расплавов. Данное решение может быть использовано для определения степени насыщения по огнеупорным фазам (MgO), целенаправленной оптимизации и стабилизации металлургических шлаков с целью повышения ресурса огнеупорных футеровок металлургических агрегатов, а также для придания металлургическим шлакам свойств минеральных вяжущих веществ.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России (номер для публикаций: 10.9644.2017/8.9) и комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства по теме «Разработка и освоение наукоемкой технологии производства хладостойкого и коррозионностойкого проката для изготовления прямошовных газонефтепроводных труб в рамках инфраструктурного развития ТЭК РФ с целью импортозамещения» в рамках Постановления Правительства РФ № 218 от 09.04.10, договор № 02.G25.31.0141).

4. Бережной, А. С. Многокомпонентные системы окислов / А. С. Бережной. — Киев : Наукова думка, 1970. — 544 с.
5. Падерин, С. Н. Теория и расчеты металлургических систем и процессов; уч. пособие для вузов / С. Н. Падерин, В. В. Филиппов. — М. : МИСиС, 2002. — 334 с.
6. <http://aobko.ru/publications/neformovanie%20materiali.pdf>
7. <https://www.elkem.com/no/elkem-silicon-materials/refractories/microsilica/microsilica-grade-968/>
8. <http://www.vulkantm.com/ru/firestop/alumomagnezial/>

Получено 13.08.18

© В. В. Козлов, А. П. Шевчик, С. А. Суворов, Н. В. Арбузова, Д. В. Кузнецов, 2018 г.