



Список литературы

1. Смирнов А. Н., Ошовская Е. В., Салмаш И. Н. Некоторые вопросы оценки интенсивности перемешивания при продувке металла в ковше инертным газом. Сообщение 1 // Процессы литья. – 2008. – № 4. – С. 41-48.
2. Смирнов А. Н., Ошовская Е. В., Салмаш И. Н. Некоторые вопросы оценки интенсивности перемешивания при продувке металла в ковше инертным газом. Сообщение 2 // Там же. – 2008. – № 5. – С. 30-35.
3. Смирнов А. Н., Сафонов В. М., Дорохова Л. В., Цупрун А. Ю. Металлургические мини-заводы. – Донецк: Норд-пресс, 2005. – 469 с.
4. Stolte G. Secondary metallurgy. Fundamentals, Processes, Applications. - Dusseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 2002. – 216 p.
5. Yonezawa K., Schwerdtweger K. Dynamics of the Spout of Gas Plumes Discharging from Melt: Experimental Investigation with a Large-Scale Water Model // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2000. – V. 31B, № 6. – P. 461-468.
6. Yonezawa K., Schwerdtweger K. Height of the Spout of Gas Plumes Discharging from Melt // Metallurgical and Materials Transactions B. – 1999. – V. 30B, № 6. – P. 655-660.
7. Subagyo, Brooks G. A., Irons G. A. Spout Eyes Area Correlation in Ladle Metallurgy // ISIJ International. – 2003. – V. 43, № 2. – P. 262-263.
8. Krishnapisharody K. Irons G. A. Modeling of Slag Eye Formation over a Metal Bath Due to Gas Bubbling // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2006. – V. 37B, № 6. – P. 764-772.

Поступила 02.03.2009

УДК 669.158:621.785.74

Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий, В. В. Щиголев, В. А. Драчук*

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев

*Приазовский государственный технический университет, Мариуполь

СТРУКТУРИЗАЦИЯ ОКСИДНЫХ ФАЗ В ПРОЦЕССАХ РАСКИСЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ КРЕМНИЕМ И АЛЮМИНИЕМ. УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ И СТРУКТУРИЗАЦИЯ СИЛИКАТОВ АЛЮМИНИЯ. Сообщение 4.

Построена полигональная диаграмма системы Al_2O_3 - SiO_2 , включающая последовательный ряд промежуточных фаз. Выполнен анализ структурно-химического состояния жидких и твердых силикатов алюминия – неметаллических включений при раскислении стали кремнием и алюминием.

Побудовано полігональну діаграму системи Al_2O_3 - SiO_2 , яка включає послідовний ряд проміжних фаз. Виконано аналіз структурно-хімічного стану рідких і твердих силікатів алюмінію – неметалевих включень при розкисненні сталі кремнієм і алюмінієм.

It is built polygonal diagram of the system Al_2O_3 - SiO_2 , including on consequent row of the intermediate phases executed analysis structured-chemical condition fluid and hard silicate aluminum - non-metallic inclusion under deoxidation steel silicon and aluminum.

Ключевые слова: полигональная диаграмма, промежуточные фазы, силикаты алюминия, ионно-молекулярный комплекс, анализ структурно-химического состояния.

Для раскисления жидкого металла присаживают кремний-алюминиевые ферросплавы и лигатуры, которые в процессах рафинирования за счет химических реакций образуют продукты раскисления – оксидные фазы (силикаты алюминия) – неметаллические включения с низким коэффициентом термического расширения, близким к численному значению карбонитридных фаз, ответственных за хрупкое разрушение при усталостных напряжениях литого и катаного металла в процессе его эксплуатации [1].

Равновесные продукты раскисления как неметаллические включения в металле оценивают по диаграммам состояния соответствующих оксидных систем, что позволяет выстроить последовательный ряд оксидных фаз в зависимости от концентрации кислорода и элементов-раскислителей в стали [2]. Химический и фазовый составы равновесных оксидных фаз термодинамической системы Fe-O-Si-Al в процессах раскисления стали кремнием и алюминием определяются полностью диаграммой состояния $\text{FeO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$. Экспериментально было установлено [3, 4], что при 1600 °С в системе Fe-O-Si равновесной оксидной фазой является только SiO_2 , в системе Fe-O-Al - только Al_2O_3 при содержании элементов-раскислителей $\geq 0,01$ % соответственно. В связи с этим для идентификации безжелезистых алюмосиликатных фаз как продуктов взаимодействия глинозема с кремнеземом оказывается достаточно бинарной системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$.

Известная диаграмма $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ [5], построенная в 50-60-х годах XX в., включает одно химическое соединение – муллит ($3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$), для которого точно не установлены ни характер (кон- или инконгруэнтное), ни температура плавления. Также нет определенности в наличии или отсутствии эвтектических превращений при низких и высоких температурах. В то же время для производства огнеупоров широко используют минеральное сырье на базе силикатов алюминия не только муллита, но и каолинита, силлиманита, пирофиллита, прагита [6], имеющих заданный химический состав и высокую огнеупорность, что совершенно не отражено на известной диаграмме $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$.

В связи с этим целью настоящего сообщения является исследование структурно-химического состояния алюмосиликатных фаз как неметаллических включений при раскислении жидкой стали кремнием и алюминием с помощью полигональной диаграммы состояния (ПДС) бинарной системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, построенной новым графо-аналитическим методом (ПДС-метод) во всем интервале концентраций твердых и жидких исходных компонентов.

На рис. 1 показана полигональная диаграмма состояния бинарной системы Al_2O_3 (глинозем) – SiO_2 (кремнезем) для твердых и жидких исходных компонентов во всем интервале концентраций и температур до точек кипения (вставка на рис. 1 – классическая диаграмма [5]). В табл. 1 представлена структурно-химическая классификация промежуточных фаз, включающая химические формулы и стехиометрический состав, условные обозначения, температуры образования и плавления, а также химические реакции их образования. Условные обозначения промежуточных фаз на полигональной диаграмме представлены двузначными числами, первые цифры относятся к стехиометрическим коэффициентам глинозема, вторые - кремнезема.

Эквимолярное химическое соединение $\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$ (силлиманит) является первичной промежуточной фазой и образуется на коноде А1К1 при 875 °С, плавится конгруэнтно при 1800 °С. На базе силлиманита образуется гомогенный моноструктурный твердый раствор двух модификаций: α - низкотемпературная фаза с областью гомогенности от муллита ($3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) при 1400 °С до каолинита ($\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) при 1250 °С, β - высокотемпературная фаза, стабильная до точки плавления.

В квазибинарной системе глинозем-силлиманит образуются вторичные промежуточные фазы (ВПФ): муллит при 1400 °С с инконгруэнтным плавлением в интервале 1800-1850 °С, тетраалюмосиликат $4\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$ при 1700 °С с инконгруэнтным плавлением в интервале 1850-2050 °С и прагит ($2\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$) при 1850 °С, который существует в жидком состоянии.

В квазибинарной системе кремнезем-силлиманит последовательно образуются каолинит ($\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) при 1250 °С, шамот ($\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 3\text{SiO}_2$) - при 1475 °С (ШМ), пирофиллит ($\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 4\text{SiO}_2$) - при 1700 °С (M_2), полисиликат ($\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 3\text{SiO}_2$) - при 1610 °С (М) и мульти-

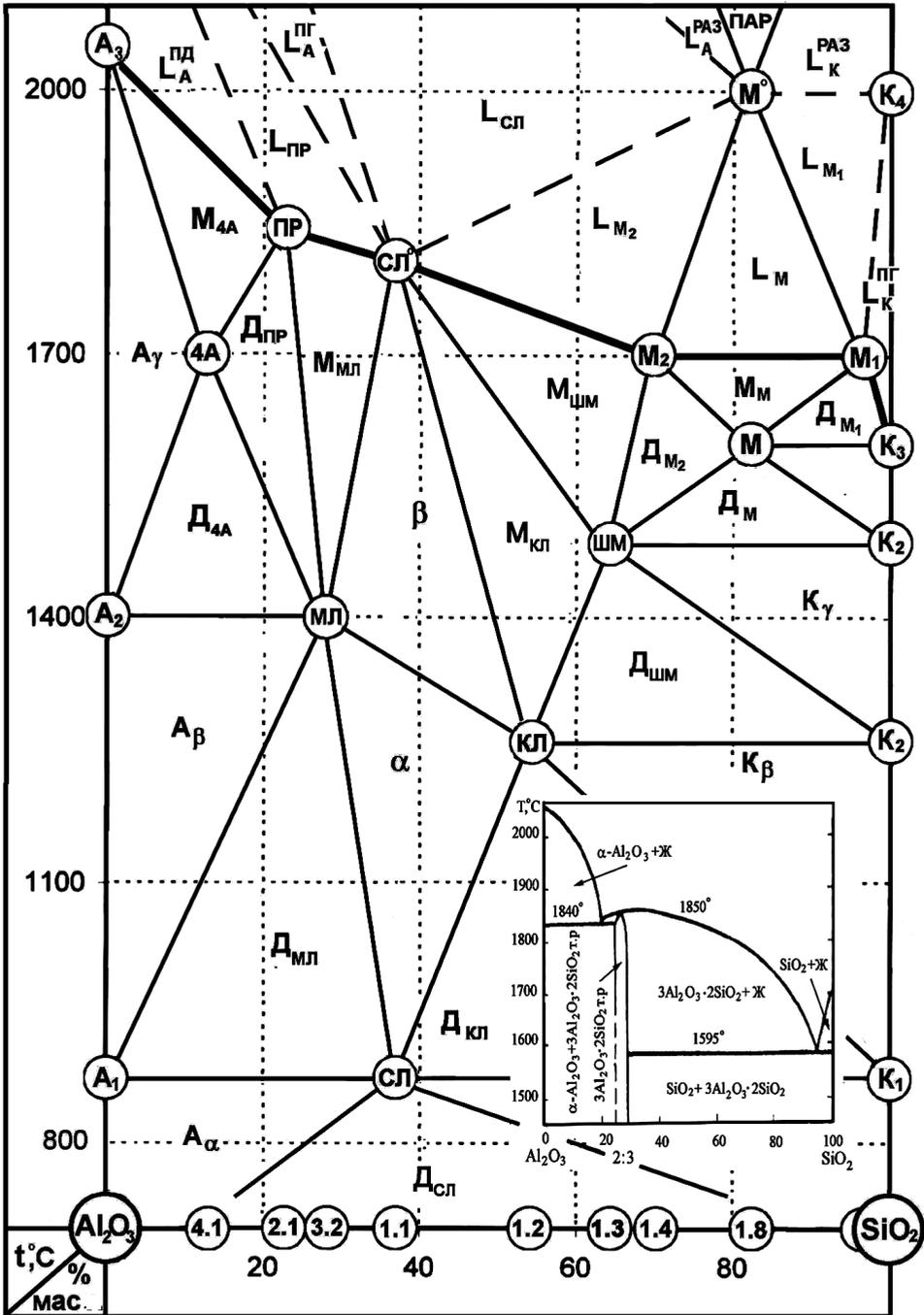


Рис. 1. Полигональная диаграмма системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

силикат алюминия ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 24\text{SiO}_2$) в монотектической точке M_1 - при 1710°C . Каолинит имеет область гомогенности от силлиманита до шамота, плавится в интервале температур по линии ликвидуса $\text{СЛ}^0 - M_2$. Полисиликат плавится при температуре 1710°C , которая является конодой купола несмешиваемости гомогенной жидкости (L_M) с критической точкой M^0 при 2000°C и отвечает составу полисиликата в т. М. Конода купола несмешиваемости простирается от концентраций пирофиллита ($82,5\% \text{SiO}_2$, т. M_2) до мультисиликата $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 24\text{SiO}_2$ (т. M_1 при $93,4\% \text{SiO}_2$).

Таблица 1. Классификация системы $Al_2O_3-SiO_2$

Линейные системы	Промежуточные фазы							
	химические реакции	химические формулы	условные обозначения	химический состав, %мас.		M*	температура, °С	
				Al_2O_3	SiO_2			
$Al_2O_3-SiO_2$	$Al_2O_3 + SiO_2 \leftrightarrow Al_2O_3SiO_2$ $4(Al_2O_3SiO_2) \leftrightarrow Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 + 3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$	$Al_2O_3 \cdot SiO_2$	1.1 (СЛ)	63,0	37,0	1,7	875 н.д.**	1800 н.д.
$Al_2O_3SiO_2 - Al_2O_3$	$2(Al_2O_3SiO_2) + Al_2O_3 \leftrightarrow 3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \leftrightarrow Al_2O_3SiO_2 + 2Al_2O_3SiO_2$	$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$	3.2(Э) (МЛ)	71,8	28,2	2,5	1400 н.д.	— 1850
$Al_2O_3-3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$	$5Al_2O_3 + 3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \leftrightarrow 2(4Al_2O_3 \cdot SiO_2)$	$4Al_2O_3 \cdot SiO_2$	4.1	87,2	12,8	6,8	1700 н.д.	— н.д.
$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 - 4Al_2O_3 \cdot SiO_2$	$2(3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2) + 4Al_2O_3 \cdot SiO_2 \leftrightarrow 5(2Al_2O_3 \cdot SiO_2)$	$2Al_2O_3 \cdot SiO_2$	2.1 (ПР)	77,3	22,7	3,4	1850 н.д.	н.д. н.д.
$Al_2O_3SiO_2 - SiO_2$	$Al_2O_3SiO_2 + SiO_2 \leftrightarrow Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ $2(Al_2O_3 \cdot 2SiO_2) \leftrightarrow (Al_2O_3SiO_2) + Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$	$Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$	1.2 (КЛ)	46,0	54,0	0,85	1250 н.д.	— н.д.
$SiO_2 - Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$	$SiO_2 + Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \leftrightarrow Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$ $3(Al_2O_3 \cdot 3SiO_2) \leftrightarrow Al_2O_3SiO_2 + 2(Al_2O_3 \cdot 4SiO_2)$	$Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$	1.3 (ШМ)	36,2	63,8	0,57	1475 н.д.	— н.д.
$SiO_2 - Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$	$5SiO_2 + Al_2O_3 \cdot 3SiO_2 \leftrightarrow Al_2O_3 \cdot 8SiO_2$ $5(Al_2O_3 \cdot 8SiO_2) \leftrightarrow 4(Al_2O_3 \cdot 4SiO_2) + Al_2O_3 \cdot 24SiO_2$	$Al_2O_3 \cdot 8SiO_2$	1.8 (M, M ⁰)	17,5	82,5	0,21	1600 н.д.	1700 н.д.
$Al_2O_3 \cdot 8SiO_2 - Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$	$Al_2O_3 \cdot 8SiO_2 + 4(Al_2O_3 \cdot 3SiO_2) \leftrightarrow 5(Al_2O_3 \cdot 4SiO_2)$	$Al_2O_3 \cdot 4SiO_2$	1.4 (M ₂)	29,8	70,2	0,42	1700 н.д.	1700 н.д.
$SiO_2 - Al_2O_3 \cdot 8SiO_2$	$16SiO_2 + Al_2O_3 \cdot 8SiO_2 \leftrightarrow Al_2O_3 \cdot 24SiO_2$	$Al_2O_3 \cdot 24SiO_2$	1.24 (M ₁)	6,6	93,4	0,07	1710 н.д.	1710 н.д.

M* = Al_2O_3/SiO_2 - модуль шлака; **н. д. - нет данных

На ПДС $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ отсутствует полиэдрическая жидкость на базе кремнезема, существует только полигональная ($L^{\text{ПК}}_{\text{K}}$), ограниченная участком линии ликвидуса $\text{M}_1\text{-K}_3$ и линией ликвуса M_1K_4 в интервале 1610-2000 °С. Это вызвано особенностью структурного состояния силикатных систем.

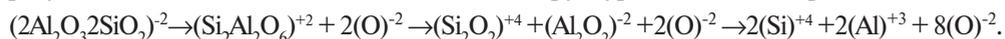
Структура силикатов, по классификации академика Н. В. Белова [7], описывается модельными представлениями кристаллохимии о строении кремнекислородных радикалов-тетраэдров («силикатный кирпич»), состоящих из одиночных двоекных или цепочных групп SiO_4^{4-} , замыкающихся в кольца. Одиночный тетраэдр SiO_4^{4-} с размером ребра 2,55-2,75, Å двоекный тетраэдр $\text{Si}_6\text{O}_7^{6-}$ имеет размер 4,0-4,2 Å, цепочки включают до 4-8 одиночных тетраэдров длиной 10,0-20,0 Å. Алюмокислородные радикалы – октаэдры с длиной ребер 2,7-2,9 Å. Кольцевые структуры при определенном стехиометрическом составе и геометрическом сочетании атомов (ионов) образуют стабильные каркасные структуры цеолитоподобного класса – «клатратные» химические соединения, существующие в твердом и жидком состояниях.

В соответствии с теорией МГС-фаз [8] структурными элементами силикатов алюминия являются ионно-молекулярные комплексы (СИМ-комплексы) алюминий-кремнийкислородных радикалов типа $[\text{Al}^{3+}\text{O}_4^{1-}\text{O}_1^{2-}]^{4-}$ и $[\text{Si}_1^{4+}\text{O}_4^{1-}]^{4-}$, образующих полигональные или полиэдрические конструкции (ячейки), отвечающие стехиометрическому составу химических соединений в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, существующих в жидком и твердом состояниях соответственно.

При построении ионно-молекулярных комплексов алюмосиликатов (табл. 2) учитывались длина химической связи катион-анион в соответствии с радикально-орбитальной моделью электронной структуры атомов [9].

Длина химической связи (ДС_{A}) катион-анион, рассчитанная из орбитальных радиусов валентных электронов алюминия ($3s_23p_x^1$), кремния ($3s_23p_x^2$) и кислорода ($2s_22p_x^22p_y^22p_z^0$) в зависимости от типа электронной орбитали, составляет: $\text{ДС}_{\text{Al}}(3p_x^1)=1,9995$; $\text{ДС}_{\text{Al}}(3s^1)=1,8525$; $\text{ДС}_{\text{Si}}(3p_x^1)=2,085$; $\text{ДС}_{\text{Si}}(3s^1)=1,8525$. Следовательно, убывающий ряд по длине химических связей алюминия и кремния с кислородом имеет следующий вид: $\text{ДС}_{\text{Si}}(3p_x) \rightarrow \text{ДС}_{\text{Al}}(3p_x) \rightarrow \text{ДС}_{\text{Al}}(3s) \rightarrow \text{ДС}_{\text{Si}}(3s)$, то есть прочность (энергия) связи последовательно увеличивается в зависимости от типа квантовых ячеек, что и определяет структурную метрику полигональных и полиэдрических ячеек и тип диссипативных структурных единиц при термическом разупорядочении СИМ-комплексов. Алюминий образуют самые длинные мостиковые связи $3p_x^1$ -электронов с $2p_z^1$ -электронами кислорода. Полигональные структуры СИМ-комплексов алюмосиликатов представляют полимерные сетки из отдельных звеньев заданного стехиометрического состава. Количество звеньев в цепочке можно оценить из соотношения числа катионов кремния в алюмосиликатах предельного ($n_{\text{Si}}^{\text{max}}$) и заданного (n_{Si}) составов: $N_{\text{ц}} = n_{\text{Si}}^{\text{max}} / n_{\text{Si}}$.

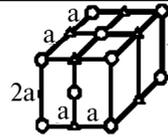
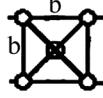
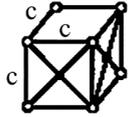
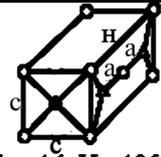
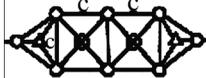
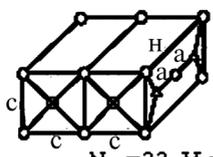
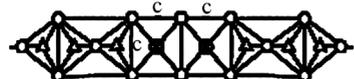
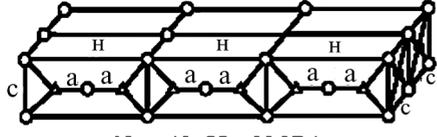
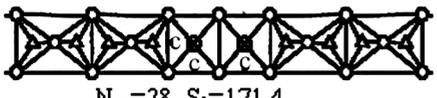
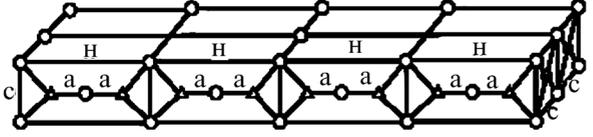
Например, силансая сетка кремний-кислородных радикалов в силлиманите ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$) в эпицентре сшивается по коротким связям $3s$ -электронов кремния и по его длинным связям $3p_x$ -электронов через анионы кислорода с короткими связями $3s$ -электронов алюминия. В связи с этим при полном термическом разупорядочении образуются последовательно диссипативные структурные элементы различного типа:



В системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ алюмосиликат предельного состава по кремнию отвечает химическому соединению $\text{Al}_2\text{O}_324\text{SiO}_2$, имеющего полигональную ячейку из 24 катионов кремния общей длиной более 5000,0 Å. При большем числе катионов кремния полимерные сетки замыкаются в кольцевые структуры. Отсюда можно рассчитать число звеньев и длину цепочки для любого силиката алюминия. Для силлиманита, например, имеющего в полигональной ячейке два катиона кремния, получим $N_{\text{ц}} = 24/2=12$ звеньев и общую длину цепочки более 1000 Å.

Полиэдрические ячейки силикатов алюминия представляют трехмерные каркасы из двойных полигональных ячеек, образующих кристаллы заданной сингонии и формы

Таблица 2. Структуризация силикатов алюминия

Формульный состав		СИМ – комплексы	
стехиометрический	структурный	структурные ячейки полигональные / полиздрические	
Al ₂ O ₃	(Al ₂ O ₅) ⁴⁺	a = 14,5 нм, a* = 16,5 нм	
	(Al ₈ O ₁₂) ⁰	 N _и =7, S ₀ =136,7	 N _и =20, V ₀ =1219,5
SiO ₂	(SiO ₄) ⁴⁻	b = 23,3 нм, c = 20,0 нм	
	(Si ₄ O ₈) ⁰	 N _и =5, S ₀ =108,6	 N _и =12, V ₀ =666,7
SiO ₂ Al ₂ O ₃	(SiAl ₂ O ₆) ²⁻	a = 14,5 нм, c = 20,0 нм, H = 50,0 нм	
	(Si ₂ Al ₄ O ₁₀) ⁰	 N _и =9, S ₀ =104,4	 N _и =16, V ₀ =1250,0
2SiO ₂ Al ₂ O ₃	(Si ₂ Al ₄ O ₈) ²⁻		
	(Si ₄ Al ₄ O ₁₄) ⁰	 N _и =12, S ₀ =111,6	 N _и =22, V ₀ =1818,2
2SiO ₂ 3Al ₂ O ₃	(Si ₂ Al ₆ O ₁₄) ²⁻	 N _и =22, S ₀ =151,8	
	(Si ₄ Al ₁₂ O ₂₆) ⁰	 N _и =42, V ₀ =2857,1	
SiO ₂ 2Al ₂ O ₃	(Si ₁₂ Al ₈ O ₁₈) ⁴⁻	 N _и =28, S ₀ =171,4	
	(Si ₄ Al ₁₆ O ₃₂) ⁰	 N _и =52, V ₀ =3077,0	

(габитуса). Кристаллы алюмосиликатов относятся к моноклинной сингонии с явно выраженной тетрагональностью вдоль одной оси симметрии (z -ось) в виде тетрагональных или гексагональных призм [7]. Первичная промежуточная фаза – силиманит имеет структурный тип тетрагональной призмы в двух модификациях α и β -фаз, показанных на диаграмме, которые вызваны различной степенью тетрагональности.

Геометрические параметры (N – число структурных атомов; S_0 и V_0 – плотность упаковки полигональных и полиэдрических ячеек) СИМ-комплексов от их стехиометрического состава находятся в экстремальной зависимости с минимумом для эквимольярного силиката алюминия, что полностью отвечает общим закономерностям [11] образования первичных промежуточных фаз (рис. 2). ППФ всегда одного и того же состава образуется независимо от соотношения исходных компонентов в данной системе и является химическим соединением стехиометрического состава, отвечающего простым кратным числам и примитивной кристаллической решетки из минимального числа частиц с максимальной плотностью их упаковки и симметрии при минимальных объеме и свободной энергии.

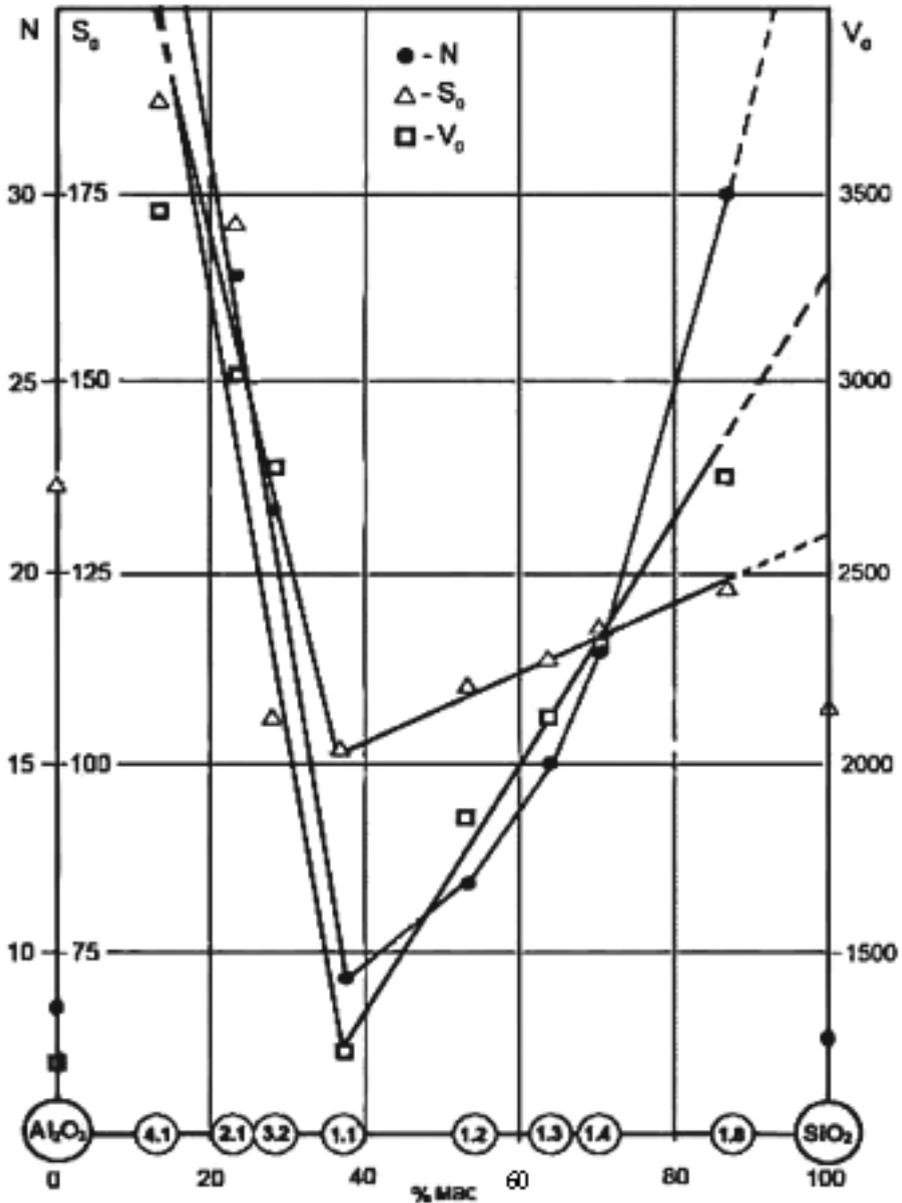
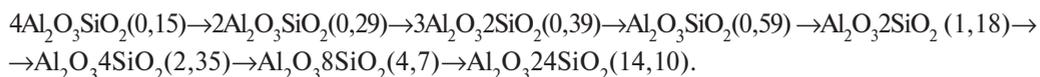


Рис. 2. Зависимость геометрических параметров от состава силикатов алюминия

При плавлении кристаллических силикатов алюминия образуется жидкость (ППФ) на базе монотектических и конгруэнтных химических соединений при распаде их полиэдрических структур на полигональные составляющие. Монотектические фазы, расположенные на коноде купола несмешиваемости диаграммы, не кристаллизуются при охлаждении и образуют силикатные стекла с кольцевыми структурами из полигональных ячеек, которые сохраняются в твердом состоянии. В связи с этим алюмосиликатная жидкость на базе кремнезема (как и чистый кремнезем) имеет только полигональную структуру.

Структурный тип алюмосиликатов характеризуется силикатным модулем (M_{SiO_2}), равным соотношению концентраций (молекулярных весов в химическом соединении) кремнезема и глинозема: $M_{\text{SiO}_2} = \text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$. Последовательный ряд численных значений силикатного модуля для алюмосиликатов возрастает от глинозема к кремнезему и имеет следующий вид:



Следовательно, кристаллические силикаты алюминия имеют тетрагональные призматические формации при $M_{\text{SiO}_2} = 0,19-0,59$, тогда как стекловидные, отвечающие монотектическому составу, имеют $M_{\text{SiO}_2} = 2,35-4,70$ и максимальное значение 14,10 для мультисиликата. Стекловидные фазы находятся в равновесии с кристаллическими фазами (пиррофиллит, шамот, каолинит, силлиманит, прагит) в области гомогенности монотектической жидкости L_{M_2} , соотношение которых и определяет тип и размер неметаллических включений в стали в зависимости от концентрации алюминия и кремния. Силикатный модуль и соотношение концентраций кремния к алюминию в стали ($K_{\text{Si}} = [\text{Si}]/[\text{Al}]$ – кремниевый модуль) связаны между собой и имеют близкие численные значения. Действительно, при реальных концентрациях элементов-раскислителей в спокойных сталях ($\text{Si}=0,17-0,37\%$, $\text{Al}=0,01-0,05\%$) $K_{\text{Si}}=1,7-7,4$. Это соответствует M_{SiO_2} для кристаллических фаз типа каолинита и стекловидных фаз монотектического состава. Размеры кристаллов каолинита достигает до 100 мкм [10], что характерно и для неметаллических включений в стали [12].

Стеклокристаллические неметаллические включения имеют высокую температуру размягчения, поэтому при термопластической деформации металла образуют хрупкие силикатные строчки, усиливающие анизотропию физико-механических свойств литой и катаной стали.

Для снижения вредного влияния стеклокристаллических алюмосиликатных включений в стали их необходимо модифицировать в глобулярные неметаллические включения, которые повышают изотропность металла. Последнее эффективно реализуется при микролегировании стали кальцием за счет образования легкоплавких алюминат-силикатов кальция [2].

Таким образом, с помощью полигональной диаграммы состояния системы Al_2O_3 - SiO_2 , построенной новым графоаналитическим методом, исследованы условия образования, структурно-химическое состояние и стабильность твердых и жидких силикатов алюминия, как продуктов раскисления кремнием и алюминием, являющихся наиболее неблагоприятными неметаллическими включениями в стали.

Показано, что структурный тип и химический состав алюмосиликатов характеризуются силикатным модулем, который взаимосвязан с химическим составом стали и по величине совпадает с численным значением отношений концентраций кремния к алюминию.

Указано, что микролегирование стали кальцием снижает вредное влияние алюмосиликатов за счет их модифицирования в глобулярные неметаллические включения на базе алюминат-силикатов кальция.



Список литературы

1. Модифицирующее и микролегировующее действия комплексных модификаторов в стали / А. И. Троцан, П. С. Харлашин, И. Л. Бродецкий и др. // Металл и литье Украины. – 2000. – № 3-4. – С. 23-25.

2. Модифицирование кальцием неметаллических включений в марганцовистой стали, раскисленной алюминием / Б. Ф. Белов, Г. С. Ершов, Н. А. Овчинников и др. // Изв. АН СССР. Металлы. - 1984. - № 6. - С. 3-9.
3. *Новохатский И. А., Белов Б. Ф.* Фазовые равновесия и распределение элементов в системе Fe-O-Al // Изв. АН СССР. Металлы. - 1966. - № 1. - С. 38-48.
4. *Новохатский И. А., Белов Б. Ф.* Термодинамика распределения элементов при раскислении железа кремнием // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 1967. - № 6. - С. 9-15.
5. *Торопов Н. А., Борзаковский В. П., Лапин В. В., Курцева Н. Н.* Диаграммы состояния силикатных систем. - М.; Л.: Наука, 1965. - 545 с.
6. *Перепелицын В. А.* Основы технической минералогии и петрографии. - М.: Недра, 1987. - 256 с.
7. *Жмойдин Г. И., Чаттерджи А. К.* Шлаки для рафинирования металла. - М.: Металлургия, 1986. - 296 с.
8. *Белов Б. Ф., Троцан А. И., Харлашин П. С.* Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 2002. - № 4. - С. 70-75.
9. *Троцан А. И., Харлашин П. С., Белов Б. Ф.* О природе химической связи элементов в металлургических фазах // Там же. - 2002. - № 4. - С. 60-63.
10. Типонорфизм минералов: Справочник / Под ред. Л. В. Чернышевой. - М.: Недра, 1989. - 560 с.
11. *Вегман Е. Ф.* Симметрия кристаллов силикатов алюминатов, ферритов и титанатов – первых продуктов твердофазных реакций между оксидами // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 1993. - № 9-10. - С. 11-15.
12. Исследование влияния способов внепечной обработки на загрязненность стали неметаллическими включениями / С. Г. Мельник, И. Л. Бродецкий, О. В. Носоченко и др. // Сталь. - 1996. - № 9. - С. 35-37.

Поступила 16.10.2008

УДК 621.746.6:669.715-41

Ф. М. Котлярский, В. И. Белик, Г. П. Борисов

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ СТРОНЦИЯ НА СВОЙСТВА НАВОДОРОЖЕННОГО СИЛУМИНА АК9

Приведены и рассмотрены результаты экспериментальных исследований влияния стронция (0,1 %) на пористость и механические свойства наводороженного вторичного силумина АК9 в зависимости от содержания оксидных включений и выдержки после наводороживания. Полученные результаты могут быть использованы в практике литья алюминиевых сплавов с повышенной загрязненностью водородом и Al_2O_3 .

Наведено та розглянуто результати експериментальних досліджень впливу стронцію (0,1 %) на пористість та механічні властивості наводороженого вторинного силуміну АК9 в залежності від вмісту оксидних включень та витримки після наводнення. Одержані результати можуть бути використані в практиці лиття алюмінієвих сплавів з підвищеним забрудненням воднем та Al_2O_3 .

The results of experimental investigation of strontium influence (0,1%) on porosity and mechanical properties of hydrogenized secondary silumin AK9 in dependence of oxide inclusions content and aging after hydrogenization are shown and considered. The obtained results will be used during casting the aluminum alloys with high contamination with hydrogen and Al_2O_3 .

Ключевые слова: стронций, пористость, наводороживание, рафинирование, модифицирование.