

A. С. СУГРАЛИНА, С. О. БАЙСАНОВ, В. В. ТОЛОКОННИКОВА, Г. И. НАРИКБАЕВА

(«Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева», Караганда, Казахстан)

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ПОЛУЧЕНИЯ КОМПЛЕКСНОГО СПЛАВА АЛЮМОРСИЛИКОМАРГАНЦА С ПОЗИЦИИ КОНЦЕПЦИИ БЬЕРРУМА-ГУТГЕНГЕЙМА

Аннотация. В настоящей статье приведены результаты термодинамического анализа фазовых равновесий системы Si-Al-Mn. Показан характер поведения алюминия, кремния и марганца в алюмосиликомарганце применяемым для раскисления и легирования стали.

Ключевые слова: марганец, кремний, алюминий, алюмосиликомарганец, линии ликвидуса и солидуса, осмотический коэффициент Бьеррума-Гутгенгейма.

Тірек сөздер: марганец, кремний, алюминий, алюмосиликомарганец, солидус және ликвидус сызықтары, Бьеррум-Гутгенгейм осмостық коэффициенті.

Keywords: manganese, silicon, aluminum, aluminumsilicmanganese, liquidus and solidus lines, the osmotic coefficient of Bjerrum-Guggenheim.

Приоритетным направлением развития черной металлургии является увеличение производства высококачественного металла и металлопродукции нового сортамента. Известно, что существенное повышение качества стали можно обеспечить применением комплексных сплавов на основе алюминия, кремния и марганца, которые на стадии раскисления способствуют более глубокую очистку стали от кислорода и неметаллических включений.

Однако, производство и применение таких комплексных сплавов представляют собой сложную научно-техническую проблему. Во первых она связана с разработкой технологии их производства; во вторых с получением рациональных составов сплавов, обеспечивающих достаточное высокое сквозное извлечение активных элементов из сырья. В этой связи перспективным направлением развития ферросплавной промышленности Казахстана является разработка научных основ и технологий производства алюмосиликомарганца углеродтермическим способом с вовлечением в metallurgicalский передел некондиционного сырья Казахстана.

Важное место в систематизации результатов измерений фазово-структурных свойств расплавов конкретной многокомпонентной системы занимают ее диаграммы фазового строения и состояния. Наличие диаграммы фазового строения позволяет без особого затруднения определить равновесные соотношения фаз в любой области рассматриваемой системы и для каждого ее политопа, и тем самым, осуществить дифференцированный подход в построении различных моделей поведения свойств расплавов, если известны параметры последних для индивидуальных веществ (соединений), расположенных на вершинах соответствующих политопов. Для выполнения данной задачи нами был проведен термодинамический – диаграммный анализ системы Fe-Al-Si-Mn.

При применении комплексного сплава алюмосиликомарганца, необходимого для раскисления и легирования стали возникает крайне острая проблема, а именно, как поведут себя в комплексе алюминий, кремний и марганец в этих сплавах. Не начнется ли образование прочных гетерополярных (ионных, ковалентных, металлических) связей алюминия, в расплавах систем Al-Si, Mn-Si и Al-Mn. Если они в соответствующих системах в области составов будут испытывать отрицательные отклонения от идеальности ($\Phi_i < 1$) и не склонны к образованию различных сложных ассоциатов, тогда препятствия к применению в металлургии алюмосиликомарганца в качестве раскислителя не будет.

Диаграмма состояния Si-Al-Mn представляет собой совокупность двойных соединений, обнаруживаемых в ее бинарных системах Al-Si, Mn-Si, Al-Mn.

Система Al-Si. Диаграмме состояния Al-Si посвящено большое число исследований, обстоятельный обзор которых сделан в работе [1]. Это система относится к простому эвтектическому типу с небольшой растворимостью компонентов друг в друге в твердом состоянии. В сплавах данной системы существуют следующие области: область кристаллизации α -Al и область кристаллизации β -Al.

Для получения данных о характере межчастичного взаимодействия в расплавах и вывода аналитических выражений ликвидус и солидус были обработаны экспериментальные данные с целью получения зависимостей Бъеррума-Гуттгенгейма от отношения активности компонентов для жидких и твердых фаз идеального расплава. При обработке этих данных по специально составленной программе, использовали значения энталпии и температуры плавления алюминия и кремния: $\Delta H_{m,Al} = 10505,464 \text{ Дж/моль}$, ($T_{m,Al} = 933 \text{ К}$), $\Delta H_{m,Si} = 50210 \text{ Дж/моль}$ ($T_{m,Si} = 1703 \text{ К}$) [2]. В результате получены уравнения описывающие линии фазовых равновесий:

$$X_{Al}^L = \exp\left[-\frac{\frac{10505,46}{8,3144} * \left(\frac{1}{933} - \frac{1}{T}\right)}{-0,7047 + 2,0548 * a_{Al}^L / a_{Al}^S} \right]$$

$$X_{Al}^S = \exp\left[\frac{10505,46}{8,3144} * \left(\frac{1}{933} - \frac{1}{T}\right) * \left(\frac{1}{-0,7047 + 2,0548 * a_{Al}^L / a_{Al}^S} + \frac{1}{5,2088 + 7,3546 * a_{Al}^L / a_{Al}^S} \right) \right]$$

$$X_{Si}^L = \exp\left[\frac{49798,6}{8,3144} * \left(\frac{1}{1703} - \frac{1}{T}\right) * \left(\frac{1}{2,8644 - 43,4157 * a_{Si}^L / a_{Si}^S} - \frac{1}{-0,2899 - 52,2461 * a_{Si}^L / a_{Si}^S} \right) \right]$$

Как видно, на рисунке 1 все графики (для первого и второго компонента) прямолинейны, это говорит о присутствии в расплаве только частиц двух сортов, то есть Al и Si, а также о наличии только ван-дер-ваальсовских сил взаимодействия между ними.

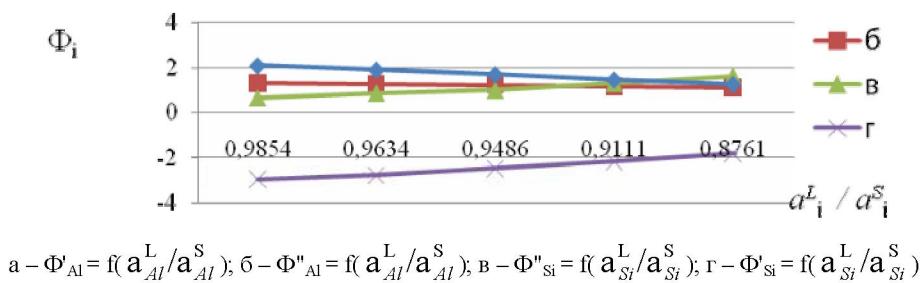


Рисунок 1 – Зависимость коэффициента Бъеррума-Гуттгенгейма Φ''_{Al} , Φ'_{Al} , Φ'_{Si} и Φ''_{Si} в системе от отношения активности системы Si и Al

В таблицах 1 и 2 приведен сравнительный анализ расчетных и опытных данных, который показывает хорошую сходимость опытных и расчетных данных, это говорит о том, что полученные уравнения идеально описывают линию ликвидуса и солидуса.

В области кристаллизации Si в системе Al-Si обнаруживается наличие тесной корреляционной связи между термодинамическими свойствами вдоль кривых моновариантного фазового равновесия. Эта связь проявляется в виде прямолинейной (рисунок 2 а, в, г) зависимости осмотического коэффициента Бъеррума-Гуттгенгейма кристаллизующегося компонента Φ_i от отношения его активности $a_{Al,i\partial}^L / a_{Al,i\partial}^S$ и $a_{Si,i\partial}^L / a_{Si,i\partial}^S$ в жидкой и твердой фазах.

Таблица 1 – Сравнительные опытные и расчетные данные для алюминия

$\Phi'_{Al,\text{оп}}$	$\Phi'_{Al,\text{расч.}}$	$X_{Al,\text{оп.}}^S$	$X_{Al,\text{расч.}}^S$	$\Phi''_{Al,\text{оп}}$	$\Phi''_{Al,\text{расч.}}$	$X_{Al,\text{оп.}}^L$	$X_{Al,\text{расч.}}^L$
2,0803	2,0387	0,9960	0,9961	1,3265	1,3202	0,9890	0,9889
1,8951	1,8766	0,9906	0,9907	1,2805	1,2749	0,9713	0,9712
1,6951	1,7677	0,9883	0,9875	1,2302	1,2445	0,9580	0,9585
1,4660	1,4922	0,9835	0,9828	1,1616	1,1675	0,9230	0,9234
1,2730	1,2348	0,9841	0,9865	1,1028	1,0956	0,8870	0,8863

Таблица 2 – Сравнительные опытные и расчетные данные для кремния

$\Phi''_{Si,оп.}$	$\Phi''_{Si,расч.}$	$X^L_{Si,оп.}$	$X^L_{Si,расч.}$	$\Phi'_{Si,оп.}$	$\Phi'_{Si,расч.}$	$X^S_{Si,оп.}$	$X^S_{Si,расч.}$
0,6590	0,6417	0,0110	0,0097	-2,9380	-2,9647	0,0040	0,0097
0,8672	0,8677	0,0287	0,0288	-2,7588	-2,6928	0,0094	0,0288
0,9945	1,0091	0,0420	0,0440	-2,4668	-2,5226	0,0117	0,0440
1,3041	1,3317	0,0770	0,0812	-2,1706	-2,1344	0,0165	0,0812
1,6187	1,5914	0,1130	0,1088	-1,7997	-1,8219	0,0159	0,1088

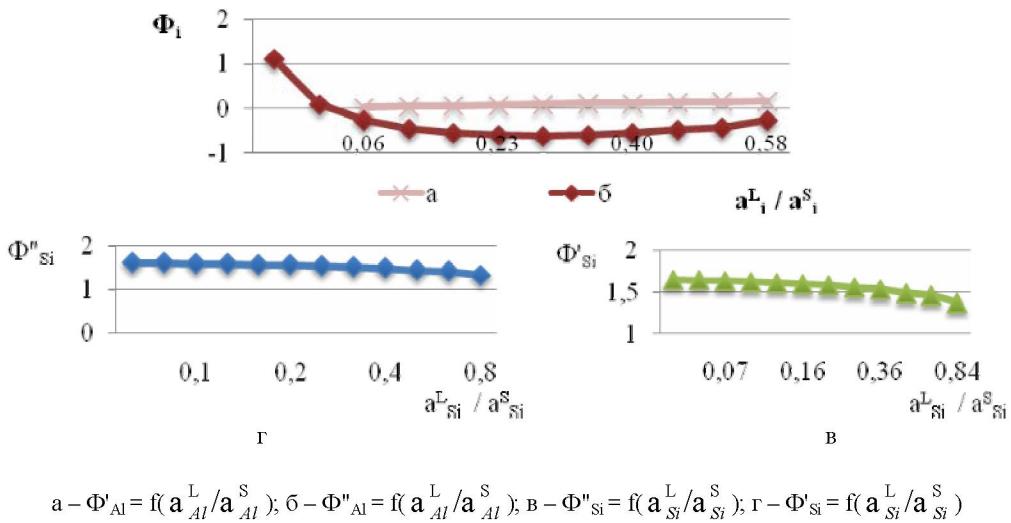


Рисунок 2 – Зависимость коэффициента Бьееррума–Гуттгенгейма Φ''_{Al} , Φ'_{Al} , Φ'_{Si} и Φ''_{Si} в системе от отношения активности системы Si и Al

На рисунке 2(б) показан слабо вогнутый ход кривой Φ''_{Al} . Учитывая, что коэффициент Бьееррума–Гуттгенгейма характеризует степень отклонения энергетического состояния системы от идеального, можно сказать, что в области кристаллизации данной фазы в расплаве кроме ван-дер-ваальсовских сил взаимодействия между частицами существуют и направленные связи между компонентами.

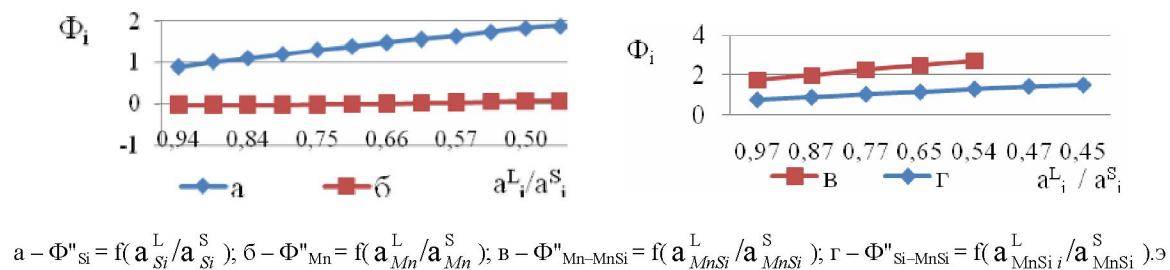
Система Mn–Si. Диаграмма состояния Mn–Si значима при оценке структуры ферросплавов и их температурных характеристик. В сплавах данной системы существуют следующие фазы: δ – Mn– фаза, Mn_6Si , Mn_9Si_2 , Mn_5Si_2 , Mn_5Si_3 , $MnSi$, $Mn_{11}Si_{19}$, и Si. Обширный обзор работ о влиянии кремния на $\alpha \leftrightarrow \beta$ превращения марганца сделан в работах [3, 4].

Используемые термодинамические данные при обработке линии фазовых равновесий равны: $T_{m,Mn} = 1519$ К, $\Delta H_{m,Mn} = 12049,92$ Дж/моль; $T_{m,Si} = 1703$ К, $\Delta H_{m,Si} = 50210$ Дж/моль [3].

Полученные данные по Φ'_i и Φ''_i были обработаны методом наименьших квадратов (таблица 3) и были рассчитаны линии ликвидуса и солидуса. Результаты указывают на хорошую сходимость опытных данных с расчетными и об этом же свидетельствуют коэффициенты корреляции для Φ'_i и Φ''_i (рисунок 3а и таблица 3).

Первичная область кристаллизации кремния простирается от 1450 °C до стабильной эвтектики 1445 °C. На рисунке 3а показаны зависимости коэффициента Бьееррума–Гуттгенгейма от отношения активностей жидкой и твердой фазы для идеальной системы (уравнение Шредера–Ле–Шателье) для кремния и второго кристаллизующегося компонента марганца. Следует обратить внимание, что графики имеют практически строго прямолинейную зависимость, следовательно, можно говорить о структуре расплава, а именно, между кремнием и марганцем силы взаимодействия очень слабые и в расплаве присутствует Si и Mn.

Область кристаллизации конгруэнтного соединения MnSi при первичной обработке (расчет вели на базовую систему) дали явно выраженные выпуклые кривые зависимости $\Phi''_i = f(a_i^L / a_i^S)$, что



$$a - \Phi''_{Si} = f(a_{Si}^L/a_{Si}^S); \delta - \Phi''_{Mn} = f(a_{Mn}^L/a_{Mn}^S); \beta - \Phi''_{Mn-MnSi} = f(a_{MnSi}^L/a_{MnSi}^S); \gamma - \Phi''_{Si-MnSi} = f(a_{MnSi}^L/a_{MnSi}^S).$$

Рисунок 3 – Зависимость коэффициента Бъеррума–Гуттнгейма Φ''_{Si} , Φ''_{Mn} , $\Phi''_{Mn-MnSi}$, $\Phi''_{Si-MnSi}$ от отношения активности Mn–Si

Таблица 3 – Параметры зависимости Φ_i системы Mn–Si

Система	Область кристаллизации	Фаза (Φ' или Φ'')	Коэффициенты			Коэффициент корреляции	
			A	B	C	R	Δ
Mn-Si	Si	Si(Φ'') Mn(Φ'')	2,8605 0,9391	-2,1009 -0,9419	-	-0,999 -0,999	-
	SiMn	Si–MnSi (Φ'') Mn–MnSi(Φ'')	2,0712 3,2281	-1,3511 -2,3123	-	0,9933 0,9943	-
	Mn ₅ Si ₃	Si–Mn ₅ Si ₃ (Φ'') Mn–Mn ₅ Si ₃ (Φ'')	0,0719 1,0049	0,3848 -0,9581	-	0,9741 0,9913	-
	Mn ₃ Si	Mn ₃ Si(Φ'') Mn ₃ Si(Φ') Mn(Φ'') Mn(Φ')	1,7766 2,5199 7,0616 71,9654	-1,7598 -2,5036 7,4636 87,8509	-	-0,977 -0,985 0,9989 0,9787	-
	Mn ₉ Si ₂	Si(Φ'') Si(Φ') Mn(Φ'') Mn(Φ')	1,9079 75,4454 0,1516 -223,023	-3,5376 -235,581 0,5615 263,5727	-	0,9997 0,9994 0,9995 0,9955	-
	β –Mn	Si(Φ'') Si(Φ') Mn(Φ'') Mn(Φ')	1,4356 -29,2172 0,6199 59,5029	-2,3085 56,7953 0,2642 -61,8465	-	0,9961 0,9908 0,9994 0,9994	-
	δ –Mn	Si(Φ'') Si(Φ') Mn(Φ'') Mn(Φ')	1,1013 -0,7752 -76,1757 -102,411	-1,6974 0,6967 81,6871 109,6910	-	0,9492 0,9452 0,9983 0,9978	-

объясняется нами диссоциацией соединений MnSi (рисунок 3б). При пересчете на частные системы Mn–MnSi и Si–MnSi графики Φ''_{MnSi} стали строго корреляционны (таблица 3).

Нетрудно получить уравнения линий ликвидус для каждой области, глядя на коэффициенты A и B в таблице 3. Например область кристаллизации δ –Mn можно представить в аналитическом виде

$$X_{Mn}^L = \exp\left[\frac{\frac{12049}{8,3144},92 * \left(\frac{1}{1519} - \frac{1}{T} \right)}{-76,1757 + 81,7671 * a_{Mn}^L/a_{Mn}^S} \right]$$

$$X_{Mn}^S = \exp\left[\frac{120499}{8,3144} * \left(\frac{1}{1519} - \frac{1}{T} \right) * \left(\frac{1}{-76,176+81,767 * a_{Mn}^L/a_{Mn}^S} - \frac{1}{-102,411+109,691 * a_{Mn}^L/a_{Mn}^S} \right) \right]$$

Диаграмма состояния Mn–Si математическими выражениями описана полностью (таблица 3).

Система Al–Mn. В системе имеется эвтектика и несколько скрытых максимумов, относящихся к инконгруэнтным соединениям при температуре 695° – MnAl₆; 880° – MnAl₄; 985° – MnAl₃ и 1160° – MnAl. Эвтектика из алюминия и MnAl₆ наблюдается при 2% (вес.) Mn и температуре немного ниже температуры затвердевания алюминия.

Алюминий очень незначительно растворяется в твердом состоянии в α-марганце, но обнаруживает заметную растворимость в β-, γ-, и δ-модификациях. Марганец добавляют к большинству промышленных сплавов алюминия, обычно в количествах не менее 1%.

При обработке этих данных по специально составленной программе, использовали значения энталпии и температуры плавления марганца и алюминия $\Delta H_{m,Mn} = 12049,92 \text{ Дж/моль}$, $T_{m,Mn} = 1519 \text{ К}$, $\Delta H_{m,Al} = 10505 \text{ Дж/моль}$, $T_{m,Al} = 933 \text{ К}$ [5, 6].

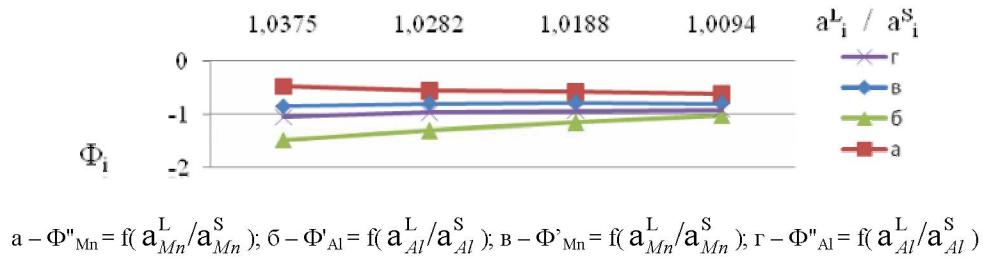
Результаты обработки исходных данных для области кристаллизации δ–Mn в системе Mn–Al приведены в таблице 4. Были получены уравнения с коэффициентом корреляции:

$$\begin{aligned}\Phi''_{Mn} &= -5,4430 + 4,7740 \cdot a_{Mn}^L/a_{Mn}^S & R_{xy} &= 0,9757 \\ \Phi'_{Mn} &= -14,1534 + 14,2496 \cdot a_{Mn}^L/a_{Mn}^S & R_{xy} &= 1 \\ \Phi''_{Al} &= 4,9294 - 2,9912 \cdot a_{Al}^L/a_{Al}^S & R_{xy} &= -0,9998 \\ \Phi'_{Al} &= 36,1263 - 21,6083 \cdot a_{Al}^L/a_{Al}^S & R_{xy} &= -0,9960\end{aligned}$$

Таблица 4 – Результаты обработки исходных данных для области кристаллизации δ–Mn в системе Mn–Al

T, K	X ^L _{Mn}	X ^S _{Mn}	X ^L _{Al}	X ^S _{Al}	a ^L _{Mn} /a ^S _{Mn}	a _{Al} /a ^S _{Al}	Φ'_{Mn,opt}	Φ''_{Mn,opt}	Φ'_{Al,opt}	Φ''_{Al,opt}
1561	0,862	0,862	0,1380	0,138	1,045	1,7243	0	-0,296	0	-0,275
1553	0,926	0,873	0,0740	0,127	1,038	1,7171	0,6250	-0,479	-1,001	-0,208
1543	0,951	0,900	0,0490	0,100	1,028	1,7081	0,5045	-0,553	-0,750	-0,178
1533	0,968	0,920	0,0320	0,080	1,019	1,6990	0,3669	-0,574	-0,578	-0,154
1523	0,985	0,945	0,0150	0,055	1,009	1,6898	0,2265	-0,622	-0,403	-0,125

Для области кристаллизации δ–Mn зависимости коэффициента Бъеррума–Гуггенгейма Φ'_{Mn} , Φ''_{Mn} и Φ'_{Al} , Φ''_{Al} от отношения $a_{Mn,i\delta}^L/a_{Mn,i\delta}^S$ и $a_{Al,i\delta}^L/a_{Al,i\delta}^S$ приведены на рисунке 4 (а–г) из которого нетрудно убедиться, что идеальная корреляция дает превосходную сходимость экспериментальных данных с расчетными.



$$a - \Phi''_{Mn} = f(a_{Mn}^L/a_{Mn}^S); \delta - \Phi'_{Al} = f(a_{Al}^L/a_{Al}^S); v - \Phi'_{Mn} = f(a_{Mn}^L/a_{Mn}^S); g - \Phi''_{Al} = f(a_{Al}^L/a_{Al}^S)$$

Рисунок 4 – Зависимость коэффициента Бъеррума–Гуггенгейма Φ''_{Mn} , Φ''_{Al} , Φ'_{Al} и Φ'_{Mn} от отношения активности для системы Mn–Al

Вторая область кристаллизации δ–Mn в системе Mn–Al. Были получены уравнения с коэффициентом корреляции:

$$\begin{aligned}\Phi''_{Mn} &= 2,2495 - 2,2272 \cdot a_{Mn}^L/a_{Mn}^S & R_{xy} &= -0,9992 \\ \Phi'_{Mn} &= 6,4594 - 6,3086 \cdot a_{Mn}^L/a_{Mn}^S & R_{xy} &= -0,9996 \\ \Phi''_{Al} &= -1,2362 + 0,4784 \cdot a_{Al}^L/a_{Al}^S & R_{xy} &= 0,8502 \\ \Phi'_{Al} &= -6,7248 + 5,0991 \cdot a_{Al}^L/a_{Al}^S & R_{xy} &= 0,9192\end{aligned}$$

Все графики как для первого так и для второго компонента–прямолинейны, это говорит о присутствии в расплаве только частиц двух сортов, т.е. Mn и Al, а также о наличии только ван-дер-ваальсовских сил взаимодействия между ними. Сравнительный анализ расчетных и опытных данных показал хорошую сходимость опытных и расчетных данных, значит полученные нами уравнения, приведенные выше, выбраны верно и идеально описывают линию ликвидуса и солидуса.

Для области кристаллизации инконгруэнтного соединения MnAl в системе Mn-Al обнаруживается наличие тесной корреляционной связи между термодинамическими свойствами вдоль кривых моновариантного фазового равновесия. Эта связь проявляется в виде прямолинейной зависимости осмотического коэффициента Бъеррума–Гуггенгейма кристаллизующегося компонента Φ_i от отношения его активности $a_{Mn,i\delta}^L/a_{Mn,i\delta}^S$ и $a_{Al,i\delta}^L/a_{Al,i\delta}^S$ в жидкой и твердой фазах в форме:

$$\begin{array}{ll} \Phi''_{Mn} = 2,7879 - 2,4887 \cdot a_{Mn}^L/a_{Mn}^S & R_{xy} = -0,9986 \\ \Phi'_{Mn} = 7,9254 - 7,636 \cdot a_{Mn}^L/a_{Mn}^S & R_{xy} = -0,9982 \\ \Phi''_{Al} = -0,981 + 0,5042 \cdot a_{Al}^L/a_{Al}^S & R_{xy} = 0,9078 \\ \Phi'_{Al} = 3,9519 - 2,2601 \cdot a_{Al}^L/a_{Al}^S & R_{xy} = -0,9242 \end{array}$$

Таким образом, выявлен прямолинейный характер изменения осмотических коэффициентов кристаллизующихся фаз (Φ_i) при математическом описании диаграмм состояния металлических систем Al-Si, Mn–Si, Al–Mn, указывающий на наличие в расплаве ван-дер-вальсовых сил взаимодействия между частицами при изменении состава расплава вдоль линии ликвидуса от температуры плавления чистого компонента до эвтектики и показано что в данных системах коэффициент Бъеррума–Гуггенгейма испытывает положительное отклонение от идеальности ($\Phi_i < 1$) для алюминия. Данное обстоятельство является серьезным научным обоснованием целесообразности разработки составов и сплавов для получения Al-Si-Mn-сплавов. Использование этих сплавов при получении высоколиквидных рафинированных сортов ферромарганца кардинально изменяет существующий технологический процесс плавки этого металла. В шихте передельны дорогостоящий силикомарганец заменяется более дешевым алюмосиликомарганцем. В добавок Al, в последнем, существенно изменяет состав образующегося шлака при плавке рафинированных сортов ферромарганца, предотвращения его саморассыпание в порошок. Последнее является главным недостатком технологии производства указанного осободефицитного сплава в мировой металлургии.

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Murray J.I., McAlister A.J. // Bull. Alloy Phase Diagrams. – 1984. – Vol. 5, N 1. – P. 74-84, 89, 90.
- 2 Толоконникова В.В. Физико-химическое модели фазовых равновесий двойных систем на основе концепции Бъеррума–Гуггенгейма. Дис. ... канд. хим. наук: 02.00.04. – Караганда: ХМИ, 1995. – 155 с.
- 3 Шанк Ф.А. Структуры двойных сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – 760 с.
- 4 Хансен М., Аnderko K. Структура двойных сплавов. – В 2-х т. – М.: Металлургия, 1962. – 1488 с.
- 5 Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. Справочник / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1985. – 184 с.
- 6 Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. – В 2-х т. – М.: Физматиз, 1962. – 320 с.

REFERENCES

- 1 Murray J.I., McAlister A.J. *Bull. Alloy Phase Diagrams*. 1984. Vol. 5, N 1. P. 74-84, 89, 90.
- 2 Tolokonnikova V.V. *Fiziko-himicheskoe modeli fazovykh ravnovesij dvojnyh system na osnove koncepcii B'erruma-Guggengejma*. Dis. ... kand. him. nauk: 02.00.04. Karaganda: HMI, 1995. 155 s.
- 3 Shank F.A. *Struktury dvojnyh splavov*. M.: Metallurgija, 1973. 760 s.
- 4 Hansen M., Anderko K. *Struktura dvojnyh splavov*. V 2-h t. M.: Metallurgija, 1962. 1488 s.
- 5 Kubashevski O. *Diagrammi sostoyaniya dvojnyh sistem na osnove zheleza*. Spravochnik. Per. s angl. M.: Metallurgiya, 1985. 184 s.
- 6 Vol A.E. *Stroenie I svojstva dvojnyh metallicheskikh system*. V 2-h t. M.: Fizmatiz, 1962.

Резюме

A. Сүгіралина, С. О. Байсанов, В. В. Толоконникова, Г. И. Нарікбаева

(Ж. Әбішев атындағы Химия-металлургия институты, Қарағанды, Қазақстан)

БЬЕРРУМ-ГУГГЕНГЕЙМ КОНЦЕПЦИЯСЫ ТҮРФЫСЫНАН АЛЮМОСИЛИКОМАРГАНЕЦ КЕШЕНДІ БАЛҚЫМАСЫН АЛУДЫҢ ТЕРМОДИНАМИКАЛЫҚ БАҒАСЫ

Жұмыста Si-Al-Mn жүйесіндегі фазалық тепе-тәндікті термодинамикалық талдау нәтижелері ұсынылған. Және де болатты легірлеуге және оттексіздендіруге колданылатын алюмосиликомарганецтегі алюминий кремний және марганецтің өзгеру жайы көрсетілген.

Тірек сөздер: марганец, кремний, алюминий, алюмосиликомарганец, солидус және ликвидус сызықтары, Бъеррум-Гуггенгейм осмостық коэффициенті.

Summary

A. Sugralina, S. Baisanov, V. Tolokonnikova, G. Narikbaeva

(«Chemical and Metallurgical Institute named after Zh. Abishev», Karaganda, Kazakhstan)

THERMODYNAMIC EVALUATION OF OBTAINING COMPLEX ALLOY OF ALUMINIUMSILICOMANGANESE POSITION WITH CONCEPT BJERRUM-GUGGENHEIM

In this article there are given the results of the thermodynamic analysis of the phase equilibria of the system Si-Al-Mn. The nature of behavior of aluminum, silicon and manganese in aluminiumsilicomanganese used for deoxidation and alloying is shown.

Keywords: manganese, silicon, aluminum, aluminiumsilicmanganese, liquidus and solidus lines, the osmotic coefficient of Bjerrum-Guggenheim.

Поступила 01.04.2014г.