

УДК 69.2:661.2+661.8

РАЗРАБОТКА ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ОСНОВ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА НИЗКОПРОЦЕНТНОГО ФЕРРОТИТАНА С ПРИМЕНЕНИЕМ ФЕРРОСИЛИКОАЛЮМИНИЯ

© 2022 г. С. О. Байсанов¹, В. В. Толоконникова¹,
Г. И. Нарикбаева^{1,*}, И. Я. Корсукова¹, Н. Р. Воробкало^{1,2}

¹Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева, Караганда, Казахстан

²Карагандинский технический университет им. Абылкаса Сагинова, Караганда, Казахстан

*E-mail: met.rasplav@mail.ru

Поступила в редакцию 28.02.2022 г.

После доработки 18.04.2022 г.

Принята к публикации 07.06.2022 г.

Предложена методика изучения фазовых равновесий металлической системы на основе титана с позиции концепции Бьеррума–Гуггенгейма, и создана математическая модель, применимая для получения низкопроцентных марок ферротитана с использованием кремнийалюминиевых восстановителей. С термодинамической точки зрения изучены бинарные системы Ti–Fe, Ti–Si и Ti–Al, моделирующие основной состав ферротитана. Для установления корреляционных зависимостей коэффициента Бьеррума–Гуггенгейма для этих трех бинарных систем получены данные о характере межчастичного взаимодействия в расплавах с выводом аналитических выражений для линий ликвидуса и солидуса. Также обработаны экспериментальные данные о жидкой и твердой фазах равновесных составов от температуры плавления железа до стабильной эвтектики. Для аналитического описания линий ликвидуса и солидуса на диаграммах состояний целого класса систем предложены два типа обобщенного математического выражения в форме модифицированного уравнения Шредера–Ле Шателье.

DOI: 10.31857/S0040364422050192

ВВЕДЕНИЕ

Титан является очень важным элементом с точки зрения металлургии [1]. На сегодняшний день основным материалом, используемым для легирования, раскисления и дегазации стали титаном, является ферротитан. Более 70% производимого в мире ферротитана используется для легирования нержавеющей и жаропрочных марок сталей. Жаропрочные стали на основе железа с добавлением титана являются одними из важнейших конструкционных материалов в области высокотемпературных технологий [2]. Титан в небольших количествах стабилизирует нержавеющие стали, повышает стойкость сплавов к окислению, увеличивает предел прочности за счет измельчения зерна, а также предел текучести мартенситной стали [3]. Поэтому информация, касающаяся его влияния на фазовые состояния жаропрочных сталей и особенно на базовую бинарную систему Fe–Ti, а также и на теплофизические свойства сплавов этой системы при высоких температурах, особенно важна [4]. Благодаря этому он нашел свое широкое применение в черной металлургии. Это в значительной мере предопределяет как общий спрос на него, так и объемы его производства [5].

В настоящее время в Республике Казахстан отсутствуют промышленные предприятия по выпуску титаносодержащих ферросплавов. В связи с этим предприятия, нуждающиеся в подобных сплавах, вынуждены использовать альтернативные виды ферросплавов, не позволяющих в полной мере придавать специфические свойства сталям. Поэтому на предприятиях сортамент высокопрочных сталей сокращен до минимума или вообще отсутствует. Республика Казахстан обладает необходимыми запасами минерального сырья, вполне пригодного для организации производства данных видов сплавов, однако отечественные металлургические предприятия вынуждены импортировать необходимые для раскисления и легирования комплексные сплавы на основе алюминия, кремния, титана, марганца и хрома. Многостадийность, многокомпонентность, пониженный выход сплава, а также дороговизна шихтовых материалов ограничивают применение существующих традиционных технологий по выплавке титаносодержащих ферросплавов [6, 7].

В последнее время ферросплавная промышленность производит ферротитан с содержанием 30–70% Ti, 5–35% Al, 0.5–35% Si и 0.2–1.0% C. Содержание титана в ферротитане находится в

пределах 30–70%, и поэтому к нему применимы в основном марки ФТн 30 и ФТн 50–70. Низко- и высокопроцентные марки ферротитана относятся к группе так называемых “малых ферросплавов”. Основным сырьем для производства низкопроцентного ферротитана служит ильменитовый концентрат, произведенный из ильменитовых и титаномагнетитовых руд.

Выбор технологического процесса для получения ферротитана основывается прежде всего на оценке физико-химических свойств его соединений. Высокая активность титана и резкое снижение его свойств при небольшом повышении содержания примесей обуславливают применение особых технологических приемов в процессе его производства.

Алюминотермический способ получения ферротитана наиболее распространен в практике. За последние годы он значительно усовершенствован и применяется в нескольких вариантах как в обычном внепечном, так и при эксплуатации электродуговых печей с предварительным подогревом шихтовых материалов и добавлением различных осадителей.

Расход алюминия на восстановление термодинамически непрочных оксидов железа для обеспечения нормального теплового режима плавки недостаточно оправдан ввиду его высокой стоимости и большого потребления при внепечной выплавке. Поэтому авторами [8] предложен способ снижения расхода алюминия в шихтовой смеси для выплавки Ti–Al–Si сплава в электродуговой печи. Существенное снижение расхода алюминия связано с использованием титановых отходов и ферросилиция в составе шихты.

Вследствие высокой стоимости ферросилиция и порошка алюминия и для снижения себестоимости выплавки комплексных титансодержащих ферросплавов авторами разработана технология алюмосиликотермической выплавки низкопроцентного ферротитана с использованием в качестве восстановителя дешевого кремнеалюминиевого сплава — ферросиликоалюминия. Производство и применение таких комплексных сплавов представляют собой сложную научно-техническую проблему. Она связана, во-первых, с разработкой технологии производства и, во-вторых, с получением рациональных составов сплавов, обеспечивающих достаточно высокое сквозное извлечение активных элементов из сырья. В этой связи перспективным направлением развития ферросплавной промышленности Казахстана является разработка научных основ и технологии производства при выплавке низкопроцентного ферротитана с вовлечением в металлургический передел ферросиликоалюминия [9–11].

При применении нетрадиционного для металлургии ферросиликоалюминия в качестве метал-

лического восстановителя в процессах выплавки сплавов на основе Ti возникает проблема поведения в комплексе алюминия и кремния в этих сплавах. Поскольку в систему дополнительно вводится чужеродный металл (кремний), возникает вопрос о возможном образовании прочных гетерополярных (ионных, ковалентных, металлических) связей алюминия в расплавах системы Al–Ti–Fe. Если они в соответствующих системах в области составов традиционных рафинированных ферросплавов будут испытывать отрицательные отклонения от идеальности и не будут склонны к образованию различных сложных ассоциатов, тогда препятствия к применению нового в металлургии ферросиликоалюминия в качестве металлического восстановителя не возникнет.

Цель настоящей работы состоит в разработке теоретических основ с применением математического аппарата на основе концепции Бьеррума–Гуггенгейма технологии производства низкопроцентного ферротитана с использованием ферросиликоалюминия, что докажет принципиальную возможность его выплавки с использованием данного кремнийалюминиевого сплава в качестве восстановителя.

МЕТОДЫ ПРОВЕДЕНИЯ ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

В настоящее время разработана методика, математический аппарат и основные термодинамические и концентрационные взаимосвязи на линиях фазового равновесия “твердое–жидкость” [12, 13]. Из всего многообразия расчетных методов решения прямой задачи Гиббса из теории растворов ни один не является универсальным [14–17]. Поэтому при подходе к оценкам термодинамических и структурных свойств на основе диаграммы состояния хотелось бы отметить перспективность данного направления. Разработанный метод математического описания линий моновариантных фазовых равновесий на диаграмме состояния базируется на единой аналитической основе и представляет собой модифицированное уравнение Шредера–Ле Шателье.

При анализе многочисленных диаграмм состояний как металлических, так и оксидных систем, с позиции концепции Бьеррума–Гуггенгейма обнаружена общая закономерность, которая позволяет получить математические выражения для линий ликвидуса L и солидуса S .

В качестве меры отклонения использован известный в литературе коэффициент Бьеррума–Гуггенгейма

$$\ln a_i = \Phi_i \ln x_i,$$

где Φ_i — осмотический коэффициент Бьеррума–Гуггенгейма, x_i — концентрация кристаллизиру-

ющего компонента, a_i – активность кристаллизующегося компонента.

В обобщенном виде изменение коэффициентов распределения компонентов между твердой и жидкой фазами вдоль линий ликвидуса и солидуса на диаграммах состояний представляются в виде

$$\frac{\ln x_1^L}{x_1^S} = \frac{\ln a_1^S}{a_1^S} \frac{1}{\Phi_1},$$

$$\frac{\ln x_2^L}{x_2^S} = \frac{\ln a_2^S}{a_2^S} \frac{1}{\Phi_2}.$$

Отношение активностей компонентов в расплаве и в твердом растворе вдоль линии фазового равновесия при данной температуре для реальных систем вычисляется по уравнению Шредера–Ле Шателье:

$$\ln \frac{a_1^L}{a_1^S} = \ln \frac{x_{1,\text{id}}^L}{x_{1,\text{id}}^S} = \frac{\Delta H_{m,i,1}}{R} \left(\frac{1}{T_{m,i,1}} - \frac{1}{T} \right) + \int_T^{T_{m,i,1}} \left[\frac{1}{RT^2} \int_T^{T_{m,i,1}} \Delta c_{p,1} dT \right] dT, \quad (1)$$

$$\ln \frac{a_2^L}{a_2^S} = \ln \frac{x_{1,\text{id}}^L}{x_{1,\text{id}}^S} = \frac{\Delta H_{m,i,2}}{R} \left(\frac{1}{T_{m,i,2}} - \frac{1}{T} \right) + \int_T^{T_{m,i,2}} \left[\frac{1}{RT^2} \int_T^{T_{m,i,2}} \Delta c_{p,2} dT \right] dT, \quad (2)$$

где $\Delta H_{m,i(2)}$ – энтальпия плавления первого и второго компонентов при температуре плавления, Дж/моль; R – универсальная газовая постоянная, Дж/моль К; $T_{m,i(2)}$, T – температуры плавления первого и второго компонентов и кристаллизации расплавов, К; $\Delta c_{p,i(2)}$ – изменение теплоемкости при плавлении компонентов.

Поскольку коэффициент Φ характеризует степень отклонения от идеальности энергетического состояния данного компонента в равновесных условиях, то это отклонение тем больше, чем сильнее межчастичное взаимодействие этого компонента с другими:

$$\Phi_i = A_i + B_i \exp \left(-\frac{\Delta G_{m,i}^0}{RT} \right), \quad (3)$$

где $\Delta G_{m,i}^0$ – энергия Гиббса плавления; A_i , B_i – эмпирические коэффициенты.

Выражения (1)–(3) позволяют вывести полуэмпирические зависимости в виде обобщенных уравнений Шредера–Ле Шателье для расчета линий ликвидуса и солидуса для любой реальной системы в области кристаллизации соответствующей фазы по следующим зависимостям:

$$\frac{x_1^L}{x_1^S} = \exp \left[\frac{1}{\Phi_1} \left(\frac{\Delta H_{m,1}}{R} \left(\frac{1}{T_{m,1}} - \frac{1}{T} \right) + \int_T^{T_{m,1}} \left[\frac{1}{RT^2} \int_T^{T_{m,1}} \Delta C_{p,1} dT \right] dT \right) \right] = M_r, \quad (4)$$

$$\frac{x_2^L}{x_2^S} = \exp \left[\frac{1}{\Phi_2} \left(\frac{\Delta H_{m,2}}{R} \left(\frac{1}{T_{m,2}} - \frac{1}{T} \right) + \int_T^{T_{m,2}} \left[\frac{1}{RT^2} \int_T^{T_{m,2}} \Delta C_{p,2} dT \right] dT \right) \right] = N_r.$$

Решение системы уравнений (4) дает математические выражения для линий ликвидуса и солидуса для реальных систем:

$$x_{1,r}^L = M_r \frac{N_r - 1}{N_r - M_r}, \quad x_{1,r}^S = \frac{N_r - 1}{N_r - M_r}. \quad (5)$$

Подставив полученные зависимости (4) в уравнения (5), получаем математические выражения линий ликвидуса и солидуса для любых типов диаграмм состояния. Чтобы эти уравнения работали, прежде надо отыскать эмпирические выражения (2) для каждой кристаллизующейся фазы во всех частях диаграммы состояния изучаемой бинарной системы.

На основе уравнений (3)–(5) построена методика обработки экспериментальных данных. Таким образом, исходными экспериментальными данными для выяснения характера межчастичного взаимодействия компонентов в расплаве являются бинарные диаграммы состояния системы Fe–Ti–Si–Al. Обработка исходных данных происходит следующим образом: снимаются данные по температуре и составу из диаграммы состояния, находятся справочные данные по температуре и энтальпии плавления растворителя и растворенных веществ для уравнения Шредера–Ле Шателье. Далее с помощью разработанной программы обрабатываются исходные данные с нахождением выражений осмотических коэффициентов Бьеррума–Гуггенгейма для жидко- и твердофазных областей, строятся графики зависимости осмотического коэффициента кристаллизующихся фаз Φ_i от отношения активности компонентов в идеальной жидкой и твердой фазах, находится выражение для корреляционной зависимости. На основе уравнения Шредера–Ле Шателье для идеальной системы и обнаруженных закономерностей на линиях моновариантных фазовых равновесий получены математические выражения для линий ликвидуса и солидуса в виде полуэмпирической зависимости модифицированного уравнения Шредера–Ле Шателье.

При этом для участков систем, где обнаруживаются прямолинейные зависимости Φ_i , коэффи-

Таблица 1. Исходные данные для железа в системе Ti–Fe

Область кристаллизации титана в системе Fe–Ti								
T, K	x_{Fe}^L	x_{Fe}^S	x_{Ti}^L	x_{Ti}^S	Φ'_{Fe}	Φ''_{Fe}	Φ'_{Ti}	Φ''_{Ti}
1811	1.0000	1.0000	0.000	0.000	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1773	0.9768	0.9900	0.023	0.010	1.64160	0.93874	-0.11976	0.02678
1748	0.96124	0.9820	0.039	0.018	1.73419	0.93735	-0.15312	0.03613
1723	0.94543	0.9737	0.055	0.026	1.78221	0.93575	-0.18438	0.04627
1698	0.92937	0.9645	0.071	0.036	1.84407	0.93409	-0.22128	0.05744
1673	0.91306	0.9550	0.087	0.045	1.88837	0.93241	-0.25874	0.06976
1648	0.8965	0.9444	0.104	0.056	1.95362	0.93073	-0.30434	0.08338
1623	0.8797	0.9328	0.120	0.067	2.03195	0.92914	-0.35790	0.09841
1598	0.86265	0.9206	0.137	0.079	2.10777	0.92754	-0.41660	0.11501
1573	0.8453	0.9076	0.155	0.092	2.18750	0.92559	-0.48286	0.13334
1563	0.838	0.9020	0.162	0.098	2.21656	0.92302	-0.51179	0.14133

коэффициенты корреляции характеризуются значениями не менее 0.96. На других участках этих же систем, где наблюдается выпуклый (обусловленный диссоциацией соединений) и вогнутый (вызванный ассоциацией компонентов в расплавах) характер кривых Φ_i , дисперсия предсказанных составов жидкой

и твердой фаз не превышает ± 0.008 абсолютных ат. долей. У большинства систем с перитектически распадающимися соединениями, а также в системах с участием кремния в расплавах имеет место ассоциированность между компонентами, что указывает на склонность их расплавов к аморфизации.

РЕЗУЛЬТАТЫ ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

В работе с термодинамической точки зрения изучены диаграммы состояния Fe–Ti, Ti–Si и Ti–Al, моделирующие основной состав ферротитана [18, 19].

Обработаны экспериментальные данные равновесных составов жидкой и твердой фаз от температуры плавления железа до стабильной эвтектики. В табл. 1 приведены экспериментальные данные настоящей работы для системы Ti–Fe.

Для установления корреляционных зависимостей коэффициента Бьеррума–Гуггенгейма бинарных систем Ti–Fe, Ti–Si и Ti–Al и получения данных о характере межчастичного взаимодействия в расплавах с выводом аналитических выражений линии ликвидуса и солидуса построены графики зависимости для искомым систем Ti–Fe (рис. 1), Ti–Si (рис. 2) и Ti–Al (рис. 3). Для первых двух систем зависимости имеют линейный характер и выражаются уравнением вида

$$\Phi' = ax + b,$$

для системы Ti–Al зависимость Φ'' также имеет линейный характер, а для Φ' – квадратичный:

$$\Phi' = ax^2 + bx + c.$$

Коэффициенты уравнений для трех рассмотренных систем и значения коэффициента корреляции приведены в табл. 2.

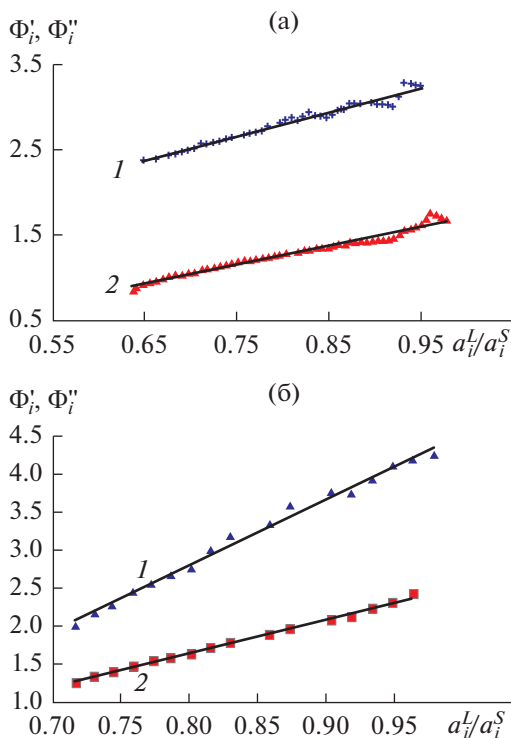


Рис. 1. Графики зависимостей Φ'_i (1) и Φ''_i (2) от отношения a_i^L/a_i^S для бинарной системы Fe–Ti: (а) – область кристаллизации Ti на участке Ti–TiFe₂, (б) – область кристаллизации TiFe₂ на участке TiFe₂–Fe.

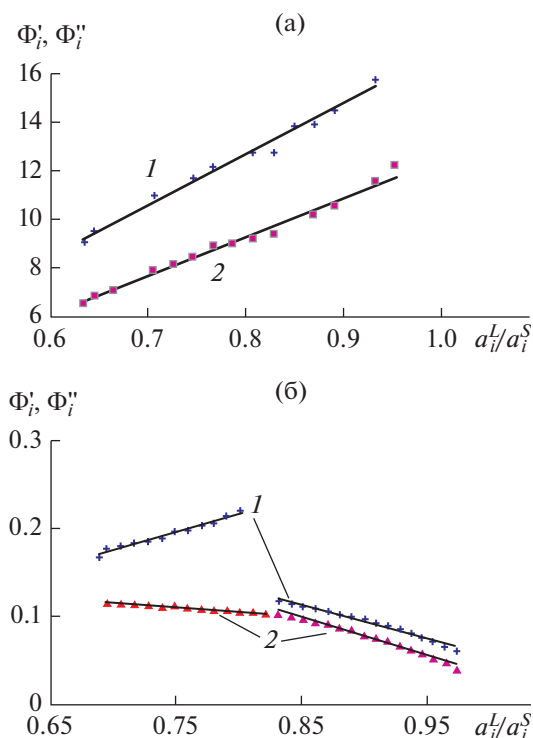


Рис. 2. Графики зависимостей Φ'_i (1) и Φ''_i (2) от отношения a_i^L/a_i^S для бинарной системы Ti–Si: (а) – область кристаллизации Ti на участке Ti–Ti₅Si₃, (б) – область кристаллизации Ti₅Si₃ на участке Ti₅Si₃–TiSi₂.

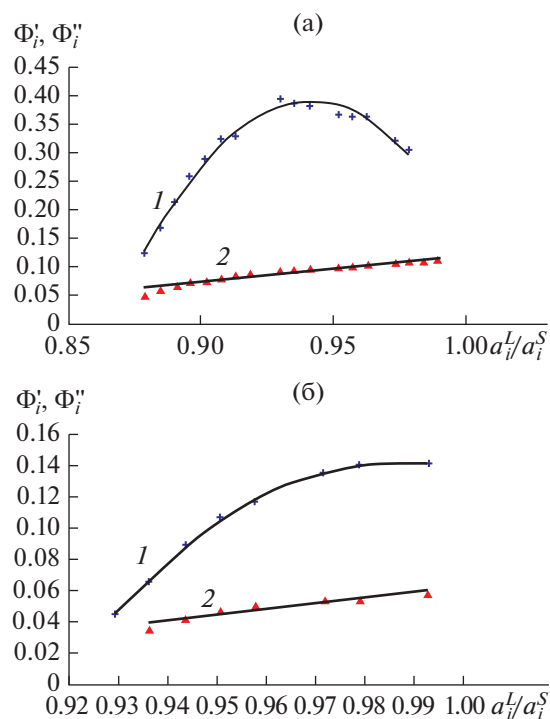


Рис. 3. Графики зависимостей Φ'_i (1) и Φ''_i (2) от отношения a_i^L/a_i^S для бинарной системы Ti–Al: (а) – область кристаллизации Ti на участке Ti–TiAl, (б) – область кристаллизации TiAl на участке TiAl–TiAl₃.

Таблица 2. Коэффициенты аппроксимирующих Φ' , Φ'' уравнений

Система	a	b	c	Коэффициент корреляции
Ti–Fe				
Φ'_1	2.8141	0.5502		0.986
Φ'_2	8.6329	–4.1051		0.9955
Φ''_1	2.2076	–0.4745		0.985
Φ''_2	4.3817	–1.8615		0.9977
Ti–Si				
Φ'_1	21.126	–4.1408		0.9935
Φ'_2	0.4196	–0.1177		0.989
	–0.3923	0.448		0.991
Φ''_1	16.275	–3.6843		0.9926
Φ''_2	–0.0962	0.1833		0.984
	–0.4294	0.4645		0.99
Ti–Al				
Φ'_1	–66.883	125.97	–58.928	0.9952
Φ'_2	–29.288	57.813	–28.388	0.9989
Φ''_1	0.4921	–0.3694		0.9579
Φ''_2	0.3681	–0.3053		0.93

Подставив коэффициенты корреляционных зависимостей Φ' и Φ'' в (4), (5), легко получить уравнения поверхности кристаллизации конгруэнтного соединения $TiFe_2$.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам исследований областей кристаллизации Ti в системах Ti–Fe, Ti–Si и Ti–Al выяснилось, что прямолинейный характер изменения Φ' и Φ'' (осмотические коэффициенты) указывает на наличие в расплавах ван-дер-ваальсовых сил взаимодействия между частицами при изменении состава расплава вдоль линии ликвидуса от температуры плавления чистого компонента до эвтектики. Следовательно, при алюмосиликотермии ильменитового концентрата растворимость Si в общей системе мала, а при кристаллизации Al наблюдается незначительное образование ассоциатов с Ti. Поэтому Si в ферротитане стремится выделиться из металлической системы, что приводит к его окислению оксидами железа ильменита. Напротив, Al растворяется в образующемся сплаве в незначительных концентрациях. Таким образом, теоретически доказано, что использование кремне-алюминиевого восстановителя (ферросиликоалюминий) при производстве низкопроцентного ферротитана не имеет препятствий. В результате также доказана универсальность методики изучения фазовых равновесий металлических систем с позиции концепции Бьеррума–Гуггенгейма при математическом описании диаграмм состояний, а также ее эффективность для выяснения особенностей поведения растворителя и растворенных компонентов в равновесных фазах.

Работа выполнена в рамках договора, заключенного между Комитетом науки МОН РК и Химико-металлургическим институтом им. Ж. Абишева по гранту ИРН № AP08855453.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шатохин И.М., Бигеев В.А., Шаймарданов К.Р., Манашев И.Р. СВ-синтез силикотитановых сплавов для легирования титаносодержащих сталей // Теория и технология металлургического производства. 2014. № 1(14). С. 41.
2. Металлы и сплавы. Спр. / Под ред. Солнцева Ю.П. СПб.: НПО “Профессионал”, 2007. 1092 с.
3. Xu L., Shi J., Cao W.Q., Wang M.Q., Hui W.J., Dong H. Yield Strength Enhancement of Martensitic Steel Through Titanium Addition // J. Mater. Sci. 2011. V. 46. № 10. P. 3653.
4. Горбатов В.И., Полев В.Ф., Ильиных С.А. и др. Влияние небольших концентраций титана на теплопроводность сплавов системы Fe–Ti при высоких температурах // ТВТ. 2019. Т. 57. № 5. С. 665.
5. Akinwamide S.O., Akinribide O.J., Olubambi P.A. Influence of Ferrotitanium and Silicon Carbide Addition on Structural Modification, Nanohardness and Corrosion Behaviour of Stir-cast Aluminium Matrix Composites // Silicon. 2021. V. 13. № 7. P. 2221.
6. Гасик М.И., Лякишев Н.П. Теория и технология электрометаллургии ферросплавов. М.–СПб.: Ин-термет Инжиниринг, 1999. 764 с.
7. Тюменцев Ю.Н. Производство низкопроцентного ферротитана электропечным способом // Металлургия ферросплавов. Сб. науч. тр. Екатеринбург: УрО РАН, 2001. С. 72.
8. Гильварг С.И., Кузьмин Н.В., Мальцев Ю.Б. Шихта и способ алюминотермического получения ферротитана с ее использованием. Патент RU 2608936 С2. МПКС22С33/04 26.01.2017.
9. Нурғали Н.З., Алмагамбетов М.С., Абдулабеков Е.Э., Байсанов С.О. Способ получения богатого титанового шлака из отечественного сырья // Матер. IV Межд. конф. “Инновационные разработки в области добычи и производства цветных и благородных металлов”. Усть-Каменогорск: ВНИИцветмет, 2007. Т. I. С. 71.
10. Чекимбаев А.Ф., Алмагамбетов М.С., Нурғали Н.З., Байсанов С.О. Анализ технологичности выплавки ферросиликоалюминия в электропечах 1.2–5.0 МВА // Респуб. науч. журн. “Технология производства металлов и вторичных материалов”. 2007. № 1(12). С. 9.
11. Жумағалиев Е.У., Нурғали Н.З., Байсанов С.О. Разработка технологии выплавки высокопроцентного ферротитана // Матер. Межд. науч.-практ. конф. “Комплексная переработка минерального сырья”, посвященная 50-летию ХМИ им. Ж. Абишева. Караганда, 2008. С. 98.
12. Байсанов С., Толоконникова В.В., Нарикбаева Г.И., Корсукова И.Я. Методы исследования линий гетерогенных фазовых равновесий на диаграмме состояния через осмотический коэффициент Бьеррума–Гуггенгейма. Караганда: Экожан, 2020. 73 с.
13. Байсанов С.О., Толоконникова В.В., Нарикбаева Г.И. Математические модели линий фазовых равновесий на основе модифицированного уравнения Шредера–Ле Шателье // Матер. Межд. науч.-практ. конф. “XX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии”. Екатеринбург, 2016. С. 524.
14. Глазов В.М., Павлова Л.М. Химическая термодинамика и фазовые равновесия. М.: Металлургия, 1988. 559 с.
15. Усанович М.И. Исследования в области теории растворов и теории кислот и оснований. Алма-Ата: Наука, 1970. 147 с.
16. Морачевский А.Г. Термодинамика расплавленных металлических и солевых систем. М.: Металлургия, 1987. 240 с.
17. Касенов Б.К., Касенова Ш.Б., Сагинтаева Ж.И. и др. Теплоемкость и электрофизические свойства ферритов состава $GdMeFe_2O_5$ (Me – Li, Na, K, Cs) // ТВТ. 2013. Т. 51. № 1. С. 61.
18. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. Спр. / Под ред. Петровой Л.А. М.: Металлургия, 1985. 184 с.
19. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. В 2-х т. М.: Металлургия, 1962. 1488 с.