

ФАЗОВЫЕ ДИАГРАММЫ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМ, ВКЛЮЧАЮЩИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ РАСПЛАВЫ

Е.А. Трофимов

Метод анализа высокотемпературных систем с помощью диаграмм состояния особого типа – поверхностей растворимости компонентов в металле (ПРKM) проанализирован в контексте современного уровня развития методов и приёмов отображения фазовых равновесий посредством диаграмм состояния. Уделено внимание вопросам применения правила фаз Гиббса для описания равновесий, реализующихся в системах «металлический расплав – сопряжённые сложные фазы», представлена методика расчёта ПРKM.

Ключевые слова: диаграммы состояния, термодинамические расчёты, правило фаз, металлический расплав.

Введение

Возможности осуществления высокотемпературных металлургических процессов определяются их термодинамическими особенностями, в частности, фазовыми равновесиями, реализующимися между компонентами металлургической системы. Фазовые равновесия в металлургических процессах подчинены правилу фаз Гиббса и могут быть описаны фазовыми диаграммами. Полученные в ходе анализа диаграмм состояния металлургических систем данные помогают выбрать оптимальные температурные и концентрационные режимы технологических процессов.

При этом для технологов особый интерес представляет количественная информация о состояниях жидкого металла, находящегося в равновесии с фазами иной природы (оксидными, сульфидными, галогенидными, интерметаллическими и т. п.). Публикуемые диаграммы T - x часто позволяют, в лучшем случае, на качественном уровне делать выводы о том, как меняются составы металлической фазы при изменении качественного состава фаз, с которыми они находятся в равновесии. В таких случаях более продуктивно использовать другие способы графического представления диаграмм состояния.

Методика исследования

В настоящее время широко применяются два типа диаграмм состояния. Это p - T - x -диаграммы (или T - x , если на диаграмме представлены только конденсированные фазы) и диаграммы парциальных давлений. Термодинамические основы их построения принципиально не различаются, поскольку в основе построения диаграмм состояния любых типов лежит принцип термодинамического равновесия.

Авторами [1] отмечается, что способ представления гетерогенных равновесий с помощью диаграмм парциальных давлений в отличие от p - T - x -диаграмм менее информативен, поскольку не позволяет представлять равновесия без участия газообразной фазы. При этом, однако, такие диаграммы имеют преимущество при рассмотрении равновесий в системах, для которых управляемое давление газообразных веществ играет в ходе осуществления процесса решающую роль.

Таким образом, диаграммы парциальных давлений могут служить примером (наиболее известным, но не единственным) особой разновидности диаграмм состояний, которая, несмотря на определённую ограниченность области возможного применения, может с большим успехом применяться для анализа целого класса систем.

Имеющиеся в литературе данные о взаимодействии компонентов металлического расплава с образованием различных соединений, нерастворимых в металле, как правило, относятся к процессам образования индивидуальных веществ.

Однако при протекании реальных процессов взаимодействия такого рода зачастую образуются соединения трёх и более элементов, а также неметаллические расплавы переменного состава. В таких случаях корректный термодинамический анализ требует комплексного подхода, который бы учитывал наличие всех фаз, возможных в данных условиях, а также возможность про-

текания различных конкурирующих химических реакций между компонентами различных фаз (примером подхода такого рода, реализованного отечественными авторами, является метод полного термодинамического анализа, описанный в работах Г.К. Моисеева с соавторами [2, 3]).

Особенно многообразен фазовый состав продуктов взаимодействия технологических добавок к сплавам сложного состава. Помимо качественного состава сплавов, на состав продуктов взаимодействия определяющее влияние оказывают концентрации каждого из компонентов сплава. Количественная термодинамическая информация о влиянии различных факторов на состав продуктов взаимодействия компонентов металлических расплавов для широких интервалов изменения характеристик этих факторов зачастую отсутствует. Между тем, такая информация может представлять большой интерес, например, для определения рационального состава комплексных раскислителей стали.

В ходе решения задачи дифференцированного рассмотрения процессов взаимодействия кислорода с компонентами сложной по составу стали на кафедре физической химии Южно-Уральского государственного университета [4, 5] разработан метод исследования систем с участием жидких металлов с помощью построения и анализа особых диаграмм состояния, устанавливающих связь между составами металла и равновесных неметаллических фаз.

Применительно к системам, существующим при реализации процессов раскисления стали, совокупность построенных для различных температур кривых раскислительной способности, показывающих предельные концентрации кислорода и элемента-раскислителя в жидком железе, образует в пространстве поверхность, на которой заданы составы металла, находящегося в равновесии с различными оксидными фазами, т. е. металла, насыщенного кислородом и компонентом-раскислителем. Эта поверхность получила название – поверхность растворимости кислорода (или, в общем случае – компонентов) в металле (ПРKM).

Под этой поверхностью в стороне железного угла находится гомогенный жидкий металл, между ПРKM и сопряженными оксидами находится область, в которой в равновесии с жидким металлом, состав которого задан на ПРKM, находятся сложные (например, оксидные) фазы, состав которых задан на диаграмме состояния соответствующих неметаллических систем.

Примером диаграмм такого типа может служить проекция ПРKM системы Fe–Si–O на плоскость составов этой системы, представленная на рис. 1 [4].

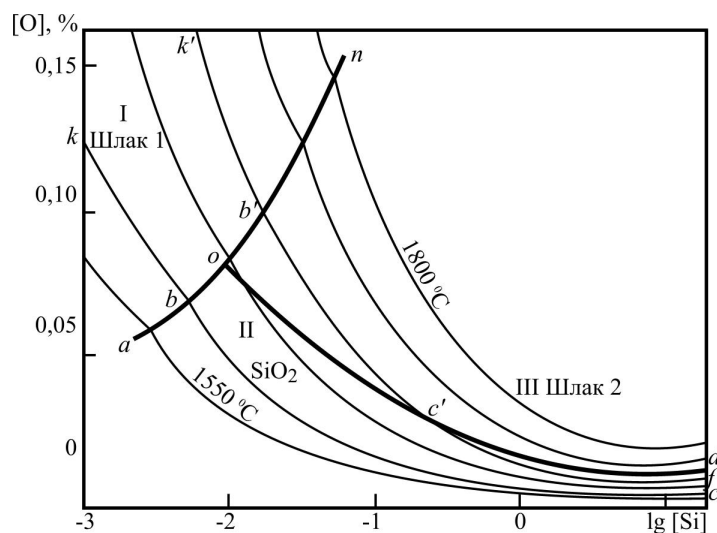


Рис. 1. ПРKM системы Fe–Si–O согласно [4]

В точке *o* на этой диаграмме задан состав металла, находящегося в равновесии с кристобалитом и двумя жидкими шлаками. На линии *ao* заданы составы металла, равновесного с твердым кремнеземом и жидким шлаком 1. На линии *on* заданы составы металла, равновесного с жидким шлаком 1 и жидким шлаком 2. На линии *ob* заданы составы металла, равновесного с жидким шлаком 2 и кремнеземом. В области I заданы составы металла, равновесного с жидким шлаком 1, в области II – с твердым кремнеземом, в области III – с жидким шлаком 2. Интересно проследить

за структурой изотермы раскислительной способности кремния. При 1600 °С на линии kb заданы составы металла, равновесного с жидким шлаком 1, на линии bc – составы металла, равновесного с твердым кремнеземом. При 1700 °С на участке $k'b'$ заданы составы металла, равновесного с жидким шлаком 1, на участке $b'c'$ – с жидким шлаком 2 и на участке $c'f'$ – с твердым кристобалитом. Из рис. 1 видно, что при 1600 °С жидкие оксидные включения могут находиться в равновесии с металлом при незначительных концентрациях кремния (до 0,01 %) [4].

Фиксируя температуру или концентрации некоторых компонентов металлического расплава, можно представлять на плоскости ПРКМ более сложных (четырёх-, пятиэлементных и т. д.) систем.

Изотермы раскисления железных расплавов и ранее в некоторых случаях изображались на графиках, отражающих вещества, которые образуются в системе в ходе раскисления (в частности, в работе [6]).

Однако именно в работах, осуществлённых в ЮУрГУ, использование диаграмм состояния такого типа впервые нашло полноценное теоретическое обоснование. Впервые, используя данный подход, проведены обобщение и систематизация литературных данных в виде диаграмм состояния, связывающих состав жидкого металла с составом равновесных неметаллических фаз, что позволило с единых термодинамических позиций рассмотреть многообразие процессов взаимодействия компонентов в сложных металлургических системах (металл – шлак – газ – твердые фазы), обоснованно выбрать составы лигатур для комплексного раскисления и модифицирования неметаллических включений в различных металлических сплавах.

К настоящему времени диаграммы ПРКМ построены практически для всех систем, которые могут представлять интерес для анализа различных процессов производства стали [4, 5].

Можно показать, как в ходе эквивалентных преобразований ПРКМ легко могут быть приведены к традиционному виду T - x диаграмм многокомпонентных систем в той их области, которая графически демонстрирует равновесия жидкого металла с сопряжёнными с ним фазами. Результаты использования различных методик численного расчёта координат ПРКМ без труда могут быть представлены в виде традиционных T - x диаграмм многокомпонентных систем. Однако представленные таким образом результаты существенно теряют в наглядности, и их использование для анализа технологических процессов затруднено.

Ключевой особенностью ПРКМ как вида диаграмм состояния является специфическое поле, на которое проецируется многомерный рисунок многокомпонентной диаграммы. К подобного рода особым разновидностям диаграмм состояния относятся и упоминавшиеся выше диаграммы парциальных давлений (при построении которых диаграмма проецируется на поле составов газобразной составляющей системы), а также общеизвестные поверхности солидуса и ликвидуса. В рассматриваемом случае для удобства восприятия и использования результатов работы используется не очень широко распространённая форма графического представления фазовой диаграммы – проекция диаграммы состояния (её части, включающей металлический расплав и сопряжённые с ним фазы) на плоскость составов металлического расплава как части сложной многофазной системы.

Особого внимания заслуживает вопрос о выполнении правила фаз Гиббса при построении ПРКМ.

Правило определяет соотношение между числом фаз (Φ), независимых компонентов (K , число входящих в систему индивидуальных веществ за вычетом числа химических уравнений, связывающих эти вещества), внешних переменных (Π) и числом степеней свободы или вариантности (C) термодинамической системы, находящейся в равновесии, и может быть записано следующим образом:

$$C = K + \Pi - \Phi. \quad (1)$$

Если в системе существуют две переменные (температура и давление), одинаковые для всех фаз, правило будет выглядеть следующим образом:

$$C = K + 2 - \Phi. \quad (2)$$

В случае, когда давление в системе фиксировано, правило фаз Гиббса запишется как:

$$C = K + 1 - \Phi. \quad (3)$$

Также правило фаз может быть фактически сведено к уравнению (3) в случае, когда принимается допущение, что систему слагают только конденсированные фазы.

Наконец, подобное (3) выражение получается, когда существование газовой фазы не только не исключается, но и предполагается как обязательное. При этом принимается, что состав газовой фазы однозначно задаётся составом конденсированных фаз. Для парциального давления каждого компонента в составе газа можно написать уравнение его испарения или образования из компонентов конденсированных фаз и, таким образом, число независимых компонентов (K) не увеличивается. Если наличие газовой фазы, удовлетворяющей этому условию, обязательно, число фаз, которые могут исчезать или появляться в системе в зависимости от условий:

$$\Phi' = \Phi - 1.$$

Выражение (2) может быть записано как

$$C = K + 2 - (\Phi' + 1),$$

и мы получаем подобное выражению (3) выражение:

$$C = K + 1 - \Phi', \quad (4)$$

где Φ' – число конденсированных фаз в системе.

Если в системе фиксированы температура и давление (или все фазы конденсированы, или наличие газовой фазы обязательно), количество степеней свободы связано с количествами фаз и компонентов таким образом:

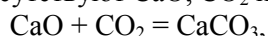
$$C = K - \Phi. \quad (5)$$

Зачастую в ходе анализа многокомпонентных систем выбор независимых компонентов и определение их числа не является строго однозначной процедурой, хотя и не вполне произволен. В системах с участием металлического расплава, в рамках которого в атомарной форме присутствуют атомы всех имеющихся в наличии элементов, в качестве независимых компонентов удобно использовать элементы-компоненты металлического расплава.

Действительно, в соответствии с определением, число независимых компонентов равно числу индивидуальных веществ, слагающих систему, за вычетом числа химических уравнений, связывающих эти вещества. Если в составе металлического расплава присутствуют все элементы, которые имеются в наличии в системе, то для любого сложного соединения вне металлического расплава может быть записано уравнение химической реакции образования этого соединения из компонентов металла. И, следовательно, все сложные соединения, сколько бы их в системе ни было, мы можем априори исключить из числа независимых компонентов.

Все простые вещества, находящиеся вне металлического расплава мы также можем исключить из числа независимых компонентов, поскольку для каждого из них мы можем записать подобное уравнению химической реакции уравнение процесса перехода атомов между простым веществом и металлическим расплавом (уравнение растворения индивидуального простого вещества в металле).

Необходимо оговорить, что приравнивание числа независимых компонентов к числу элементов, атомы которых присутствуют в системе, справедливо далеко не для каждой системы. Если мы рассматриваем систему, в которой присутствуют CaO , CO_2 и CaCO_3 , и реализуется равновесие



то в условиях практического отсутствия в этой системе реагирующих между собой простых веществ, металлического расплава сложного состава или газовой смеси, компоненты которой реагировали бы между собой, в этой системе насчитывается два независимых компонента (хотя вещества, слагающие систему, состоят из атомов трёх разных элементов).

Наличие металлического расплава, включающего в себя все элементы системы, радикально упрощает расчёт числа независимых компонентов.

Для системы, металлический расплав которой включает три элемента ($K = 3$) и появлением/исчезновением газовой фазы в которой можно пренебречь, на диаграмме ПРКМ возможны три варианта:

1) точка ($C = 0$) равновесия металлического расплава с тремя сложными конденсированными фазами ($\Phi = 1 + 3 = 4$). Уравнение (3) или (4) в этом случае выполняется, при этом имея следующий вид: $0 = 3 + 1 - 4$;

2) линия ($C = 1$) сосуществования металлического расплава с двумя сопряжёнными с ним фазами ($\Phi = 1 + 2 = 3$). Уравнения (3) или (4) имеют следующий вид: $1 = 3 + 1 - 3$;

3) область ($C = 2$) сосуществования металлического расплава с ещё одной конденсированной фазой ($\Phi = 1 + 1 = 2$). Уравнения (3) или (4) имеют следующий вид: $2 = 3 + 1 - 2$.

Примеры соответствующих этим вариантам элементов ПРKM можно видеть на диаграмме системы Cu–Ni–O (рис. 2 [7]).

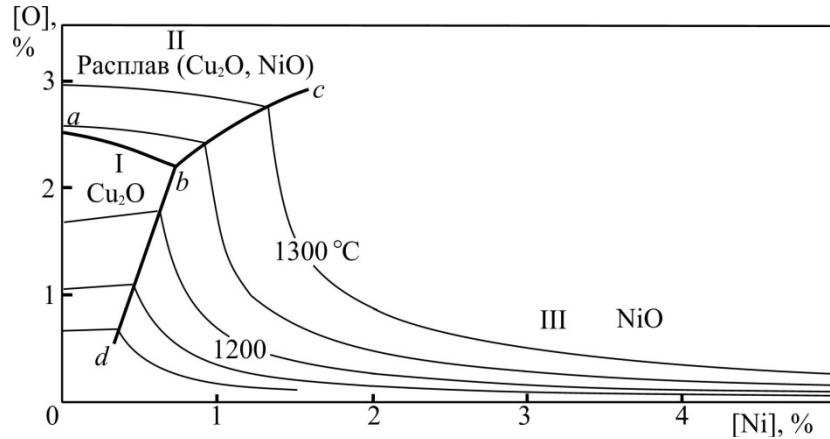


Рис. 2. ПРKM системы Cu–Ni–O согласно [7]

Первому случаю – невариантному равновесию – соответствует точка *b*, которая демонстрирует состав металла, находящегося в равновесии с тремя другими конденсированными фазами – твёрдыми оксидами меди и никеля и оксидным расплавом. Нонвариантное равновесие металла с двумя стехиометрическими фазами и расплавом переменного состава для трёхкомпонентной системы может быть описано следующей системой уравнений:

$$\begin{cases} n_1 \lg a_{[R^1]} + m_1 \lg a_{[X]} - \lg a_{(R^1_{n_1} X_{m_1})} = \lg K_{(1)}; \\ n_2 \lg a_{[R^2]} + m_2 \lg a_{[X]} - \lg a_{(R^2_{n_2} X_{m_2})} = \lg K_{(2)}; \\ a_{(R^1_{n_1} X_{m_1})} = f(C_{(R^1_{n_1} X_{m_1})}); \\ a_{(R^2_{n_2} X_{m_2})} = f(C_{(R^2_{n_2} X_{m_2})}); \\ C_{(R^1_{n_1} X_{m_1})} + C_{(R^2_{n_2} X_{m_2})} = 100 \%. \end{cases}$$

$$\begin{cases} n_1 \lg a_{[R^1]} + m_1 \lg a_{[X]} = \lg K_1; \\ n_2 \lg a_{[R^2]} + m_2 \lg a_{[X]} = \lg K_2; \\ a_{[R^1]} = f(C_{[R^1]}); \\ a_{[R^2]} = f(C_{[R^2]}); \\ a_{[X]} = f(C_{[X]}); \\ C_{[R^1]} + C_{[R^2]} + C_{[X]} = 100 \%. \end{cases}$$

Результатом численного решения такой системы из 11 уравнений является набор из трёх концентраций компонентов металлического расплава ($C_{[R]}$), трёх активностей компонентов этого расплава ($a_{[R]}$), двух концентраций компонентов неметаллического расплава ($C_{(R^i_{n_i} X_{m_i})}$) и двух активностей этих компонентов ($a_{(R^i_{n_i} X_{m_i})}$), а также температуры (температура входит в систему в виде температурных зависимостей для десятичных логарифмов констант равновесия протекающих в системе реакций – $\lg K$, а также для $a_{(R^i_{n_i} X_{m_i})} = f(C_{(R^i_{n_i} X_{m_i})}$ и $a_{[R^i]} = f(C_{[R^i]})$).

Моновариантное равновесие реализуется на границах *ab*, *bc* и *bd*. На этих линиях представлены составы металла, находящегося в равновесии с двумя конденсированными оксидными фазами – Cu₂O и расплавом, NiO и расплавом и Cu₂O и NiO соответственно.

Физическая химия

Координаты линий моновариантного равновесия металла с двумя стехиометрическими фазами для трёхкомпонентной системы (равновесие такого типа демонстрирует линия bd) рассчитываются в процессе численного решения систем уравнений следующего вида:

$$\begin{cases} n_1 \lg a_{[R^*]} + m_1 \lg a_{[X]} = \lg K_1; \\ n_2 \lg a_{[R^*]} + m_2 \lg a_{[X]} = \lg K_2; \\ a_{[R^*]} = f(C_{[R^*]}); \\ a_{[R^*]} = f(C_{[R^*]}); \\ a_{[X]} = f(C_{[X]}); \\ C_{[R^*]} + C_{[R^*]} + C_{[X]} = 100 \%. \end{cases}$$

Наконец, бивариантные равновесия в системе Cu–Ni–O реализуются в областях I, II и III диаграммы.

Если требуется рассчитать координаты линий изотермического равновесия металла, находящегося в равновесии со стехиометрической твёрдой фазой (изотермы в областях I и III), это можно сделать в ходе нахождения корней следующей системы уравнений:

$$\begin{cases} n_1 \lg a_{[R^*]} + m_1 \lg a_{[X]} = \lg K_1; \\ a_{[R^*]} = f(C_{[R^*]}); \\ a_{[X]} = f(C_{[X]}); \\ C_{[R^*]} + C_{[R^*]} + C_{[X]} = 100 \%. \end{cases}$$

Если рассматривается система, металлический расплав которой включает четыре элемента ($K = 4$), в системе появляется дополнительное измерение, и поэтому корректное графическое отражение картины реализующихся фазовых равновесий на плоскости требует фиксирования температуры (и в этом случае диаграмма сведётся к своему изотермическому сечению, см. например рис. 3, заимствованный из работы [8]) либо фиксирования концентрации одного из компонентов (сечение постоянной концентрации одного из компонентов).

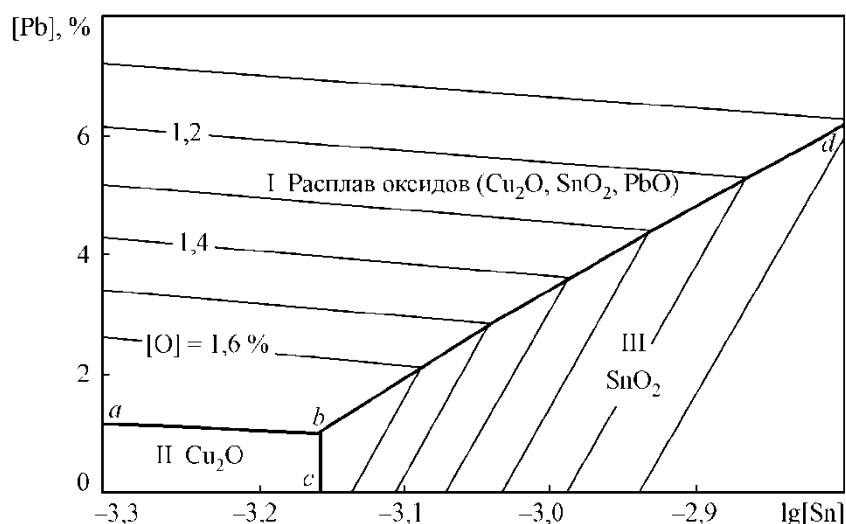


Рис. 3. Разрез ПКМ системы Cu–Sn–Pb–O при 1200 °C [8]

В первом случае правило фаз принимает вид уравнения (5). Во втором, необходимо учитывать, что число компонентов (K) в формуле правила фаз фактически демонстрирует число внутренних переменных в системе, т. е. число компонентов, концентрация которых в системе меняется. И, фиксируя концентрацию одного из компонентов в системе, мы приходим к следующему виду уравнения правила фаз:

$$C = (K - 1) + 1 - \Phi. \quad (6)$$

При этом для корректного следования правилу фаз в таком виде необходимо фиксировать концентрацию компонента в системе в целом. Однако с точки зрения трудностей процедуры расчёта, а также потребностей дальнейшего использования диаграмм удобно фиксировать концентрацию компонента лишь в металлическом расплаве. Такой подход эквивалентен фиксации концентрации в системе в целом, если компонент, о котором идёт речь, присутствует только в металлической фазе, т. е. если в состав сопряжённых с расплавом фаз этот компонент (химический элемент) не входит.

Это условие должно выполняться, по крайней мере, в той области концентраций исследуемой системы, для которой строится данная ПРКМ.

В качестве приближения в некоторых случаях может быть допустим подход, в соответствии с которым количества сопряжённых с металлическим расплавом фаз бесконечно малы в сравнении с количеством расплава (подобная ситуация реализуется, например, в случае образования небольших количеств неметаллических включений в металлическом расплаве). В этом случае концентрации компонента в системе и в металлическом расплаве будут практически равны.

При использовании такого приближения необходимо помнить о границах его оправданного и допустимого применения.

Как обстоит дело с соблюдением правила фаз в системе, состоящей из 4 элементов, демонстрируется в таблице.

Расчёт вариантности сечений четырёхкомпонентной системы

Элементы диаграмм	Вид сечения и правило фаз	
	Изотермическое сечение, $C = K - \Phi$	Сечение постоянной концентрации одного из компонентов, $C = (K - 1) + 1 - \Phi$
Точка невариантного равновесия	$0 = 4 - (1 + 3)$	$0 = (4 - 1) + 1 - (1 + 3)$
Линия моновариантного равновесия	$1 = 4 - (1 + 2)$	$1 = (4 - 1) + 1 - (1 + 2)$
Область (поле) бивариантного равновесия	$2 = 4 - (1 + 1)$	$2 = (4 - 1) + 1 - (1 + 1)$

В общем случае, если принять, что давление газа не влияет на реализующиеся в системе равновесия, и если количество элементов, составляющих систему, больше трёх, отображение диаграммы на плоскости требует фиксирования концентраций числа компонентов, равного n для системы из $(n+3)$ элементов или фиксирования концентраций $(n-1)$ компонентов и температуры.

Обсуждение результатов

Историю попыток применения описанного подхода к анализу систем на основе различных цветных металлов можно проследить, начиная с середины XX века.

Диаграммы, которые можно назвать поверхностями растворимости компонентов в металле, были в разное время построены для систем на основе свинца, алюминия, кобальта и никеля [9]. Скажем, диаграммы, содержащие основные элементы, характерные для ПРКМ для систем на основе свинца (системы Pb–Ag–Zn, Pb–Cu–Sn и Pb–Cu–S), приведённые в [10], именуются авторами «свинцовый угол диаграммы состояния системы...».

Подобные диаграммы для систем на основе алюминия, содержащиеся, например, в справочнике [11], называются составителями «поверхности ликвидуса системы...», а в справочнике [12] такие же диаграммы носят название «проекция поверхностей ликвидуса системы...».

Диаграммы данного типа для двух систем на основе кобальта, построенные в работе [13], названы просто: «диаграмма раскисления кобальта (алюминием или кремнием)».

В рамках проведённых в ЮУрГУ работ были изучены системы на основе расплавов меди, кобальта, никеля, алюминия, свинца, висмута и олова. Исследованы химические составы, форма и размеры включений, образующихся в металлических расплавах изученных систем при различных условиях. Определены составы металла, находящегося рядом с найденными включениями. Полученные результаты сопоставлены с результатами термодинамического моделирования. Посредством построенных ПРКМ проанализирован ряд разнообразных технологических процессов, связанных с нахождением сложных металлических расплавов в равновесии с неметаллическими фазами.

Заключение

Метод анализа высокотемпературных систем с помощью диаграмм состояния особого типа – поверхностей растворимости компонентов в металле (ПРКМ) проанализирован в контексте современного уровня развития методов и приёмов отображения фазовых равновесий посредством диаграмм состояния. Показана связь ПРКМ с фазовыми диаграммами других более распространённых типов. Уделено внимание вопросам применения правила фаз Гиббса для описания равновесий, реализующихся в системах «металлический расплав – сопряжённые сложные фазы», а также методике расчёта координат элементов ПРКМ.

Работа осуществлена при финансовой поддержке РФФИ, гранты № 13-03-00534 и 13-08-545.

Литература

1. Пашинкин, А.С. Применение диаграмм парциальных давлений в металлургии / А.С. Пашинкин, М.М. Спивак, А.С. Малкова. – М.: Металлургия, 1984. – 160 с.
2. Ватолин, Н.А. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах / Н.А. Ватолин, Г.К. Моисеев, Б.Г. Трусов. – М.: Металлургия, 1994. – 352 с.
3. Моисеев, Г.К. Термодинамическое моделирование в неорганических системах: учебное пособие / Г.К. Моисеев, Г.П. Ватолин. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 1998. – 256 с.
4. Михайлов, Г.Г. Термодинамика раскисления стали / Г.Г. Михайлов, Д.Я. Поволоцкий. – М.: Металлургия, 1993. – 144 с.
5. Михайлов, Г.Г. Термодинамика металлургических процессов и систем / Г.Г. Михайлов, Б.И. Леонович, Ю.С. Кузнецов. – М.: Изд. дом МИСиС, 2009. – 520 с.
6. Куликов, И.С. Раскисление металлов / И.С. Куликов. – М.: Металлургия, 1975. – 504 с.
7. Трофимов, Е.А. Фазовые равновесия в многокомпонентных системах, сопряжённых с металлическими расплавами / Е.А. Трофимов // Расплавы. – 2012. – № 2. – С. 70–75.
8. Трофимов, Е.А. Термодинамический анализ фазовых равновесий реализующихся в системах Cu–Pb–O, Cu–Sn–O, Cu–Sn–Pb–O при высоких температурах / Е.А. Трофимов, Г.Г. Михайлов // Расплавы. – 2007. – № 3. – С. 85–94.
9. Бурнаков, К.К. Термодинамика процессов образования оксидных включений в никельхромовых расплавах, содержащих титан и алюминий / К.К. Бурнаков, Б.И. Леонович, Л.А. Климкина // Металлы. – 1985. – № 3. – С. 31–34.
10. Копылов, Н.И. Диаграммы состояния систем в металлургии тяжелых цветных металлов / Н.И. Копылов, М.П. Смирнов, М.З. Тогузов. – М.: Металлургия, 1993. – 302 с.
11. Металловедение алюминия и его сплавов: справ. / А.И. Беляев, О.С. Бочвар, Н.Н. Буйнов и др. – 2 изд. перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1983. – 280 с.
12. Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния: справ. / М.Е. Дриц, Н.Р. Бочвар, Э.С. Каданер и др.; под ред. Н.Х. Абрикосова. – М.: Наука, 1977. – 228 с.
13. Белов, Б.Ф. Термодинамика раскисления жидкого кобальта / Б.Ф. Белов, И.А. Новохатский // Изв. высш. учеб. заведений. Цвет. металлургия. – 1973. – № 3. – С. 33–40.

Трофимов Евгений Алексеевич – кандидат химических наук, доцент кафедры общей металлургии, Южно-Уральский государственный университет, филиал в г. Златоусте. 456209, г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. E-mail: tea7510@gmail.com

Поступила в редакцию 20 декабря 2013 г.

**PHASE DIAGRAMS OF MULTICOMPONENT SYSTEMS,
INCLUDING METAL MELTS**

E.A. Trofimov, Zlatoust branch of the South Ural State University, Zlatoust, Russian Federation,
tea7510@gmail.com

The method for high-temperature system analysis by phase diagrams of a special type – the surfaces of component solubility in a metal melt – has been analyzed in the context of the modern development level of methods and techniques of phase equilibrium representation with the use of state diagrams. Special attention is paid to the Gibbs phase rule application to describe equilibrium states in the systems “metal melt – conjugate complex phase”. Also a calculation method for the surfaces of component solubility in a metal melt is presented here.

Keywords: phase diagram, thermodynamic calculations, phase rule, metal melt.

References

1. Pashinkin A.S., Spivak M.M., Malkova A.S. *Primenenie diagramm partial'nykh davleniy v metallurgii* [Partial Pressures Diagrams Application in Metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1984. 160 p.
2. Vatolin N.A., Moiseev G.K., Trusov B.G. *Termodinamicheskoe modelirovanie v vysokotemperaturnykh neorganicheskikh sistemakh* [Thermodynamic Modeling in High-temperature Inorganic Systems]. Moscow: Metallurgiya, 1994. 352 p.
3. Moiseev G.K., Vyatkin G.P. *Termodinamicheskoe modelirovanie v neorganicheskikh sistemakh* [Thermodynamic Modeling in Inorganic Systems]. Chelyabinsk: Publishing house SUSU, 1998. 256 p.
4. Mikhaylov G.G., Povolotskiy D.Ya. *Termodinamika raskisleniya stali* [Thermodynamics of Steel Deoxidation]. Moscow: Metallurgiya, 1993. 144 p.
5. Mikhaylov G.G., Leonovich B.I., Kuznetsov Yu.S. *Termodinamika metallurgicheskikh protsessov i sistem* [Thermodynamics of Metallurgical Processes and System] Moscow: Publishing house “MISIS”, 2009. 520 p.
6. Kulikov I.S. *Raskislenie metallov* [Deoxidation of Metals]. Moscow: Metallurgiya, 1975. 504 p.
7. Trofimov E.A. Phase Equilibria in Multicomponent Systems, Conjugated with the Metal Melts [Fazovye ravnovesiya v mnogokomponentnykh sistemakh, sopryazhennykh s metallicheskimy rasplavami]. *Rasplavy*, 2012, no. 2, pp. 70–75.
8. Trofimov E.A., Mikhaylov G.G. Thermodynamic Analysis of Phase Equilibria Realized in Cu–Pb–O, Cu–Sn–O, Cu–Sn–Pb–O Systems at High Temperatures [Termodinamicheskiy analiz fazovykh ravnovesiy realizuyushchikhsya v sistemakh Cu–Pb–O, Cu–Sn–O, Cu–Sn–Pb–O pri vysokikh temperaturakh]. *Rasplavy*, 2007, no. 3, pp. 85–94.
9. Burnakov K.K., Leonovich B.I., Klimkina L.A. Thermodynamics of Oxide Inclusions Formation Processes in Nickel-chromium Melts, Containing Titanium and Aluminum [Termodinamika protsessov obrazovaniya oksidnykh vklyucheniy v nikel'khromovykh rasplavakh, soderzhashchikh titan i alyuminiy]. *Metally*, 1985, no. 3, pp. 31–34.
10. Kopylov N.I., Smirnov M.P., Toguzov M.Z. *Diagrammy sostoyaniya sistem v metallurgii tyazhelykh tsvetnykh metallov* [Phase Diagrams of the Systems in Metallurgy of Heavy Non-ferrous Metals]. Moscow: Metallurgiya, 1993. 302 p.
11. Belyaev A.I., Bochvar O.S., Buynov N.N. *Metallovedenie alyuminiya i ego splavov. Spravochnik* [Physical Metallurgy of Aluminium and Its Alloys. Handbook]. Moscow, 1983. 280 p.
12. Drits M.E., Bochvar N.R., Kadaner E.S., Abrikosova N.Kh. (Eds.) *Diagrammy sostoyaniya sistem na osnove alyuminiya i magniya. Spravochnik* [Phase Diagrams of the Systems Based on Aluminium and Magnesium. Handbook]. Moscow, 1977. 228 p.
13. Belov B.F., Novokhatskiy I.A. Thermodynamics of Liquid Cobalt Deoxidation [Termodinamika raskisleniya zhidkogo kobal'ta]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Tsvetnaya metallurgiya*, 1973, no. 3, pp. 33–40.

Received 20 December 2013