УДК 544.344.013

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ И ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО-ХРОМ-УГЛЕРОД

Б.И. Леонович

THERMODYNAMIC ANALYSIS AND PHASE EQUILIBRIA IN IRON-CHROMIUM-CARBON SYSTEM

BJ. Leonovitch

С использованием подрешеточной модели проведен термодинамический анализ трехкомпонентной системы железо-хром-углерод. Результаты расчета фазовых равновесий представлены в виде изотермических сечений и фазовых диаграмм. Приведена схема фазовых превращений в этой системе в сопоставлении с бинарными системами.

Рассчитаны и построены политермические разрезы с постоянным значением концентрации хрома в сплаве.

Ключевые слова: термодинамическая модель, фазовая диаграмма, система железо-хром-углерод.

The thermodynamic analysis of three component system Fe-Cr-C was carried out with the use of sublattice model. The results of calculation of phase equilibria are represented by isothermal sections and phase diagrams. The scheme of phase transmutations in this system is shown with the comparison of binary systems.

Polythermic sections with the constant chromium concentration in the alloy are calculated and plotted.

Keywords: sublattice model, phase diagrams, iron-chromium—carbon system.

При термодинамическом анализе фазовых равновесий в трехкомпонентной системе Fe–Cr–C, необходимо знать свойства веществ, образующихся в двухкомпонентных системах железо–хром, железо–углерод и хром–углерод.

Термодинамический анализ системы железо–хром проведен в исследованиях [1, 2]. Установлено соответствие расчета и экспериментально определенного минимума линии ликвидуса при концентрации хрома ~17 мол. % и температуре 1516 °С. Хром стабилизирует о.ц.к. модификацию железа и образует с α-железом непрерывный ряд твердых растворов. Область твердых растворов хрома в г.ц.к. модификации железа сравнительно узкая и простирается до концентрации хрома ~14 % (мол.). Хром снижает температуру полиморфного $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения железа с 910 °С до ~850 °С при содержании хрома ~8,0 % (мол.) (рис. 1, а). При температуре ниже ~1100 К возможно образование упорядоченной сигма-фазы (σ).

В системе железо–углерод в зависимости от температуры и концентрации углерода стабильными являются следующие фазы: феррит (α, δ), аустенит (γ), жидкий расплав (Ж). Термодинамический расчет диаграммы состояния Fe–C выполнен в ряде исследований [3–5]. Диаграмма состояния этой системы представлена на рис. 1, б.

При взаимодействии хрома и углерода возможно образование карбидов различного состава и структурного типа $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 и Cr_3C_2. Диаграмма состояния системы хром–углерод (рис. 1, в) рассчитана по термодинамическим данным, приведенным в работе [6]. Из вида этой диаграммы следует, что в системе имеют место два эвтектических и два перитектических превращения, приводящих к выделению из жидкого расплава тугоплавких карбидов хрома различного состава.

Система железо–хром–углерод была предметом многочисленных экспериментальных и теоретических исследований [7–9]. Установлено, что в этой системе образуются трехкомпонентный жидкий раствор и тройные твердые растворы внедрения структуры о.ц.к. (феррит) и г.ц.к. (аустенит). Взаимодействие компонентов растворов приводит к образованию карбидов хрома и железа состава M_3C, M_7C_3, $M_{23}C_6$ и Cr_3C_2, где M = Fe, Cr – компоненты металлической подрешетки.

Жидкий расплав. Молярная энергия Гиббса гомогенного трехкомпонентного сплава задается уравнением

$$G_m = x_{Cr}G^o_{Cr} + x_{Fe}G^o_{Fe} + x_C G^o_C + RT(x_{Cr}\ln x_{Cr} + x_{Fe}\ln x_{Fe} + x_C \ln x_C) + x_{Cr}x_{Fe}L_{Cr,Fe} + x_C x_{Cr}L_{C,Cr} + x_C x_{Fe}L_{C,Fe} + x_C x_{Cr} x_{Fe}(x_C L^C_{C,Cr,Fe} + x_{Cr}L^{Cr}_{C,Cr,Fe} + x_{Fe}L^{Fe}_{C,Cr,Fe}), \quad (1)$$

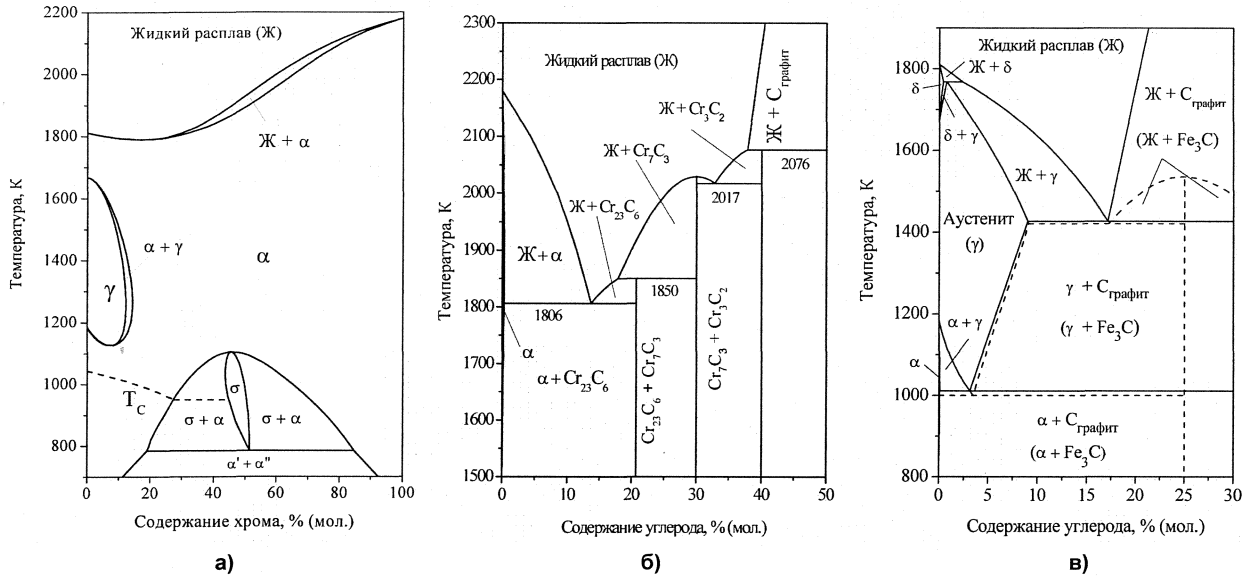


Рис. 1. Диаграммы состояния двухкомпонентных систем: Fe-Cr (а), Cr-C (б), Fe-C (в)

где x_i – молярные доли компонентов раствора; L_{ij} – температурно-зависимые параметры модели, значения которых выражаются полиномами Редлиха–Кистера:

$$L_{ij} = L_{ij}^0 + L_{ij}^1(x_i - x_j) + L_{ij}^2(x_i - x_j)^2 . \quad (2)$$

Парциальные молярные энергии Гиббса (химические потенциалы) могут быть вычислены по уравнению [10, 11]

$$\bar{G}_i = \mu_i = G_m + \sum_{j=2}^{3}\left(\delta_{ij} - x_j\right)\left(\frac{\partial G_m}{\partial x_j}\right)_{x_k}, \quad (3)$$

где δ_{ij} – символ Кронекера ($\delta_{ij} = 0$ при $i \neq j$ и $\delta_{ij} = 1$ при $i = j$).

Значения параметров модели приведены в таблице.

О.ц.к. и г.ц.к. – твердые растворы внедрения. В таких растворах металлические вещества (железо и хром) образуют подрешетку замещения, а углерод и вакансии (V) – подрешетку внедрения. Тогда такой твердый раствор внедрения можно представить общей формулой $(Cr,Fe)_a(C,V)_c$. В случае г.ц.к.-фазы $a = c = 1$, для о.ц.к.-фазы $a = 1$ и $c = 3$. Образование такого раствора можно также представить смешением гипотетических соединений Cr_aC_c, Cr_aV_c, Fe_aC_c и Fe_aV_c, тогда молярная энергия Гиббса такого «четырехкомпонентного» раствора может быть задана уравнением

$$G_m = y_{Cr}y_V G^o_{Cr:V} + y_{Cr}y_C G^o_{Cr:C} + y_{Fe}y_V G^o_{Fe:V} + \\ + y_{Fe}y_C G^o_{Fe:C} + RT[a(y_{Cr}\ln y_{Cr} + y_{Fe}\ln y_{Fe}) + \\ + c(y_C \ln y_C + y_V \ln y_V) + G_m^{изб} + G_m^{маг}, \quad (4)$$

где

$$G_m^{изб.} = y_{Cr}y_{Fe}(y_C L_{Cr,Fe:C} + y_V L_{Cr,Fe:V}) + \\ + y_V y_C (y_{Cr}L_{Cr:V,C} + y_{Fe}L_{Fe:V,C}). \quad (5)$$

Слагаемое $G_m^{маг}$ определяет магнитную составляющую энергии Гиббса. Её определение следует из данных, приведенных в таблице. Параметры L вычисляются по формуле (2), а состав твердого раствора определяется мольными долями веществ в каждой подрешетке:

$$y_{Fe} = x_{Fe}/(1 - x_C) \text{ и } y_{Fe} + y_{Cr} = 1; \quad (6)$$

$$y_C = (a/c)x_C/(1 - x_C) \text{ и } y_C + y_V = 1. \quad (7)$$

В уравнении (5) в подстрочных индексах запятая разделяет компоненты в одной подрешетке, а двоеточие означает различие подрешеток.

Парциальные молярные энергии Гиббса гипотетических компонентов твердого раствора определяются следующим образом [12]:

$$\bar{G}_{i:j} = G_m + \frac{\partial G_m}{\partial y_i} + \frac{\partial G_m}{\partial y_j} - \sum_{k=Cr,Fe,C,V} y_k \frac{\partial G_m}{\partial y_k}, \quad (8)$$

где i и j – элементы замещения и внедрения соответственно. Парциальные величины реальных компонентов определятся следующим образом:

$$\bar{G}_i = \bar{G}_{i:V}; \quad \bar{G}_C = \bar{G}_{i:C} - G_{i:V}.$$

Карбидные фазы. В трехкомпонентной системе железо–хром–углерод возможно образование смешанных карбидов стехиометрического состава различного структурного типа. Замещающие металлические элементы (железо и хром) в этих карбидах образуют одну или более подрешеток, в которых все вакантные междоузлия (вакансии) заполняются углеродом. Так что подрешетка внедрения является комплектной, а концентрация элемента внедрения (углерода) равна единице ($y_C = 1$).

Энергии Гиббса карбидов с одной металлической подрешеткой (хромзамещенный цементит $(Cr,Fe)_3C$, $(Cr,Fe)_7C_3$, Cr_3C_2) определятся выражением

$$G_m = y_{Cr}G^o_{Cr:C} + y_{Fe}G^o_{Fe:C} + RT[a(y_{Cr}\ln y_{Cr} + \\ + y_{Fe}\ln y_{Fe})] + y_{Cr}y_{Fe}L_{Cr,Fe:C}, \quad (9)$$

где a – стехиометрический коэффициент элементов металлической подрешетки.

Термодинамические параметры системы хром–железо–углерод

Фаза	Параметр, Дж/моль	Примеч.
1	2	3
Жидкий расплав (Ж)	$G_{C}^{o(ж)} - G_{C}^{o(графит)} = 117369 - 24,63T$	
	$G_{Cr}^{o(ж)} - G_{Cr:V}^{o(оцк)} = 24335,93 - 11,42T + 2,37615 \cdot 10^{-21} T^{7}$	T<2180 К
	$G_{Cr}^{o(ж)} - H_{298}^{o} = -16459 + 335,618 \cdot T - 50T \ln T$	T>2180
	$G_{Fe}^{o(ж)} - G_{Fe:V}^{o(оцк)} = 12040,17 - 6,55843T - 3,6751551 \cdot 10^{-21} T^{7}$	T<1811
	$G_{Fe}^{o(ж)} - H_{298}^{o} = -10839,7 + 291,302T - 46T \ln T$	T>1811
	$L_{C,Cr}^{o(ж)} = -90526 - 25,911T$	
	$L_{C,Cr}^{1(ж)} = 80000$	
	$L_{C,Cr}^{2(ж)} = 80000$	
	$L_{C,Fe}^{o(ж)} = -124320 + 28,5T$	
	$L_{C,Fe}^{1(ж)} = 19300$	
	$L_{C,Fe}^{2(ж)} = 49260 - 19T$	
	$L_{Cr,Fe}^{o(ж)} = -14550 + 6,65T$	
	$L_{C,Cr,Fe}^{1(ж)} = -516700$	
	$L_{C,Cr,Fe}^{2(ж)} = 75500$	
	$L_{C,Cr,Fe}^{3(ж)} = 47310$	
О.ц.к. – твердый раствор (α, δ); a=1, c=3	$G_{Cr:V}^{o(оцк)} - H_{298}^{o} = -8851,93 + 157,48T - 26,908T \ln T - 0,00189435T^{2} - 1,47721 \cdot 10^{-6} T^{3} + 139250T^{-1}$	T<2180
	$G_{Cr:V}^{o(оцк)} - H_{298}^{o} = -34864 + 344,18T - 50T \ln T - 2,88526 \cdot 10^{32} T^{-9}$	T>2180
	$G_{Fe:V}^{o(оцк)} - H_{298}^{o} = +1224,83 + 124,134T - 23,5143T \ln T - 0,00439752T^{2} - 5,89269 \cdot 10^{-8} T^{3} + 77358,5T^{-1}$	T<1811
	$G_{Fe:V}^{o(оцк)} - H_{298}^{o} = -25384,451 + 299,31255T - 46T \ln T + 2,2960305 \cdot 10^{31} T^{-9}$	T>1811
	$G_{Cr:C}^{o(оцк)} - G_{Cr:V}^{o(оцк)} - 3G_{C}^{o(графит)} = 416000$	
	$G_{Fe:C}^{o(оцк)} - G_{Fe:V}^{o(оцк)} - 3G_{C}^{o(графит)} = 322050 + 75,667\,T$	
	$L_{Cr:C,V}^{o(оцк)} = -190T$	
	$L_{Fe:C,V}^{o(оцк)} = -190T$	
	$L_{Cr,Fe:V}^{o(оцк)} = 20500 - 9,68T$	
	$L_{Cr,Fe:C}^{o(оцк)} = -1750000 + 940T$	
	$G_{m}^{маг} = RT \ln(\beta + 1) f(\tau)$	
	$f(\tau) = \frac{1}{\tau A}\left[\tau A - \frac{79}{140p} - \frac{158}{497}\left(\frac{1}{p} - 1\right)\left(\frac{\tau^{4}}{2} + \frac{\tau^{10}}{45} + \frac{\tau^{16}}{200}\right)\right]$	τ<1
	$f(\tau) = -\frac{1}{A}\left[\frac{\tau^{-5}}{10} - \frac{\tau^{-15}}{315} - \frac{\tau^{-25}}{1500}\right]$	τ>1
	$A = \frac{518}{1125}\left[1 + \frac{790}{497}\left(\frac{1}{p} - 1\right)\right]$	
	$p = 0,4$	

Окончание таблицы

1	2	3
	$T_C = -311,5y_{Cr} + 1043y_{Fe} + y_{Cr}y_{Fe}[1650 + 550(y_{Cr} - y_{Fe})]$ $\beta = -0,008y_{Cr} + 2,22y_{Fe} - 0,85y_{Cr}y_{Fe}$	
При отрицательных величинах T_C и β, их значения следует поделить на –1		
Г.ц.к. – твердый раствор (γ); a=1, c=1	$G^{o(гцк)}_{Cr:V} - G^{o(оцк)}_{Cr:V} = 7284 + 0,163\ T$ $G^{o(гцк)}_{Fe:V} - G^{o(оцк)}_{Fe:V} = -1462,4 + 8,282T - 1,15T\ln T + 6,4\cdot 10^{-4}T^2$ $G^{o(гцк)}_{Fe:V} - H^{o}_{298} = -27098,266 + 300,25256T - 46T\ln T + 2,78854\cdot 10^{31}T^{-9}$ $G^{o(гцк)}_{Cr:C} - G^{o(оцк)}_{Cr:V} - G^{o(графит)}_{C} = 25000$ $G^{o(гцк)}_{Fe:C} - G^{o(оцк)}_{Fe:V} - G^{o(графит)}_{C} = 77207 - 15,877T$ $L^{o(гцк)}_{Cr,Fe:C} = -26586 - 18T$ $L^{o(гцк)}_{Cr:C,V} = -29686 - 18T$ $L^{o(гцк)}_{Fe:C,V} = -34671$ $L^{o(гцк)}_{Cr,Fe:V} = 10833 - 7,477T$ $L^{1(гцк)}_{Cr,Fe:V} = 1410$	
$(Fe,Cr)_3C$	$G^{o(M_3C)}_{Fe:C} - H^{o}_{298} = -10745 + 706,04T - 120,6T\ln T$ $G^{o(M_3C)}_{Cr:C} - 3G^{o(оцк)}_{Cr:V} - G^{o(графит)}_{C} = -39744 - 18,08T$ $L^{M_3C}_{Cr,Fe:C} = 29260 - 16.63T$	
$(Fe,Cr)_7C_3$	$G^{o(M_7C_3)}_{Cr:C} - H^{o}_{298} = -209752 + 980,29T - 170,5T\ln T - 0,0690921T^2$ $G^{o(M_7C_3)}_{Fe:C} - 7G^{o(оцк)}_{Fe:V} - 3G^{o(графит)}_{C} = 113385 - 78,37T$ $L^{M_7C_3}_{Cr,Fe:C} = -10465$	
$(Fe,Cr)_{23}C_6$	$G^{o(M_{23}C_6)}_{Cr:Cr:C} - H^{o}_{298} = -521983 + 3622,24T - 620,965T\ln T - 0,126431T^2$ $G^{o(M_{23}C_6)}_{Cr:Fe:C} = 20/23G^{o(M_{23}C_6)}_{Cr:Cr:C} + 3/23G^{o(M_{23}C_6)}_{Fe:Fe:C}$ $G^{o(M_{23}C_6)}_{Fe:Cr:C} = 20/23G^{o(M_{23}C_6)}_{Fe:Fe:C} + 3/23G^{o(M_{23}C_6)}_{Cr:Cr:C}$ $G^{o(M_{23}C_6)}_{Fe:Fe:C} - 23/3G^{o(M_3C)}_{Fe:C} + 5/3G^{o(графит)}_{C} = 66920 - 40T$ $L^{M_{23}C_6}_{Cr,Fe:Cr,Fe:C} = -252350 + 80,4T$	
Cr_3C_2	$G^{o(Cr_3C_2)}_{Cr:C} - H^{o}_{298} = -103719 + 496,8347T - 84,3496T\ln T - 0,0327095T^2$	
Сигма-фаза (σ)	$G^{o(\sigma)}_{Fe:Cr:Cr} - 22G^{o(оцк)}_{Cr} - 8G^{o(гцк)}_{Fe} = 92300 - 95,96T$ $G^{o(\sigma)}_{Fe:Cr:Fe} - 4G^{o(оцк)}_{Cr} - 8G^{o(гцк)}_{Fe} + 18G^{o(оцк)}_{Fe} = 117300 - 95,96T$	
$C_{графит}$	$G^{o(графит)}_{C} - H^{o}_{298} = -17369 + 170,73T - 24,3T\ln T - 4,723\cdot 10^{-4}T^2 +$ $+ 2562600T^{-1} - 2,643\cdot 10^{8}T^{-2} + 1,2\cdot 10^{10}T^{-3}$	

Для карбида состава $(Cr,Fe)_{23}C_6$ установлено наличие двух металлических подрешеток, в которых располагаются совместно атомы хрома и железа. Общей формулой такого карбида является $(Cr,Fe)_{20}(Cr,Fe)_3C_6$. Такое разделение металлов по двум подрешеткам (s и t) позволяет представить энергию Гиббса такой системы уравнением

$$G_m = y^s_{Cr}y^t_{Cr}G^o_{Cr:Cr:C} + y^s_{Cr}y^t_{Fe}G^o_{Cr:Fe:C} + y^s_{Fe}y^t_{Cr}G^o_{Fe:Cr:C} + y^s_{Fe}y^t_{Fe}G^o_{Fe:Fe:C} + RT[20(y^s_{Cr}\ln y^s_{Cr} + y^s_{Fe}\ln y^s_{Fe}) + 3(y^t_{Cr}\ln y^t_{Cr} + y^t_{Fe}\ln y^t_{Fe})] + y^s_{Cr}y^s_{Fe}(y^t_{Cr}L_{Cr,Fe:Cr:C} + y^t_{Fe}L_{Cr,Fe:Fe:C}) + y^t_{Cr}y^t_{Fe}(y^s_{Cr}L_{Cr:Cr,Fe:C} + y^s_{Fe}L_{Fe:Cr,Fe:C}) + y^s_{Cr}y^s_{Fe}y^t_{Cr}y^t_{Fe}L_{Cr,Fe:Cr,Fe:C}. \quad (10)$$

В этой формуле $G^o_{Cr:Fe:C}$ и $G^o_{Fe:Cr:C}$ определяются через энергии Гиббса подрешеток, содержащих разноименные металлы

$$23G^{o}_{Cr:Fe:C} = 20G^{o}_{Cr:Cr:C} + 3G^{o}_{Fe:Fe:C},$$
$$23G^{o}_{Fe:Cr:C} = 20G^{o}_{Fe:Fe:C} + 3G^{o}_{Cr:Cr:C}. \quad (11)$$

Парциальные молярные энергии гипотетических «компонентов» можно рассчитать по формуле

$$\bar{G}_{A:B:C} = G_m + (1 - y_A)\left(\frac{\partial G_m}{\partial y_A}\right) + (1 - y_B)\left(\frac{\partial G_m}{\partial y_B}\right).$$

При использовании значений параметров модели (см. таблицу) будем иметь

$$\bar{G}_{Cr:Fe:C} = G^{o}_{Cr:Fe:C} + y_{Cr}y_{Fe}(G^{o}_{Cr:Cr:C} - G^{o}_{Cr:Fe:C} - G^{o}_{Fe:Cr:C} + G^{o}_{Fe:Fe:C}) + 20RT\ln y_{Cr} + 3RT\ln y_{Fe} + y_{Cr}y_{Fe}(y_{Cr} + y_{Fe} - 3y_{Cr}y_{Fe})L_{Cr,Fe:Cr,Fe:C};$$
$$\bar{G}_{Fe:Cr:C} = G^{o}_{Fe:Cr:C} + y_{Cr}y_{Fe}(G^{o}_{Cr:Cr:C} - G^{o}_{Cr:Fe:C} - G^{o}_{Fe:Cr:C} + G^{o}_{Fe:Fe:C}) + 20RT\ln y_{Fe} + 3RT\ln y_{Cr} + y_{Cr}y_{Fe}(y_{Cr} + y_{Fe} - 3y_{Cr}y_{Fe})L_{Cr,Fe:Cr,Fe:C}. \quad (12)$$

Графическая зависимость результатов расчета по полученным соотношениям представлена на рис. 2 в виде изотермических сечений и фазовых диаграмм металлического сплава в интервале температур 1600…1000 °С. Из приведенных графических зависимостей следует, что при 1600 °С первично кристаллизующимся металлом является низкоуглеродистый феррит. Расплав, насыщенный углеродом, кристаллизуется с образованием карбида хрома Cr_3C_2 либо $(Fe, Cr)_7C_3$, что приводит к наличию двух трехфазных равновесий $Ж + Cr_3C_2 + C_{графит}$ и $Ж + M_7C_3 + Cr_3C_2$. При уменьшении температуры до 1597 °С реализуется нонвариантное равновесие

$$Ж + Cr_3C_2 \rightleftarrows M_7C_3 + C_{графит}.$$

Комплекс фаз, образующихся при кристаллизации жидкого расплава, графически представлен на рис. 3, б линиями трехфазного равновесия с участием

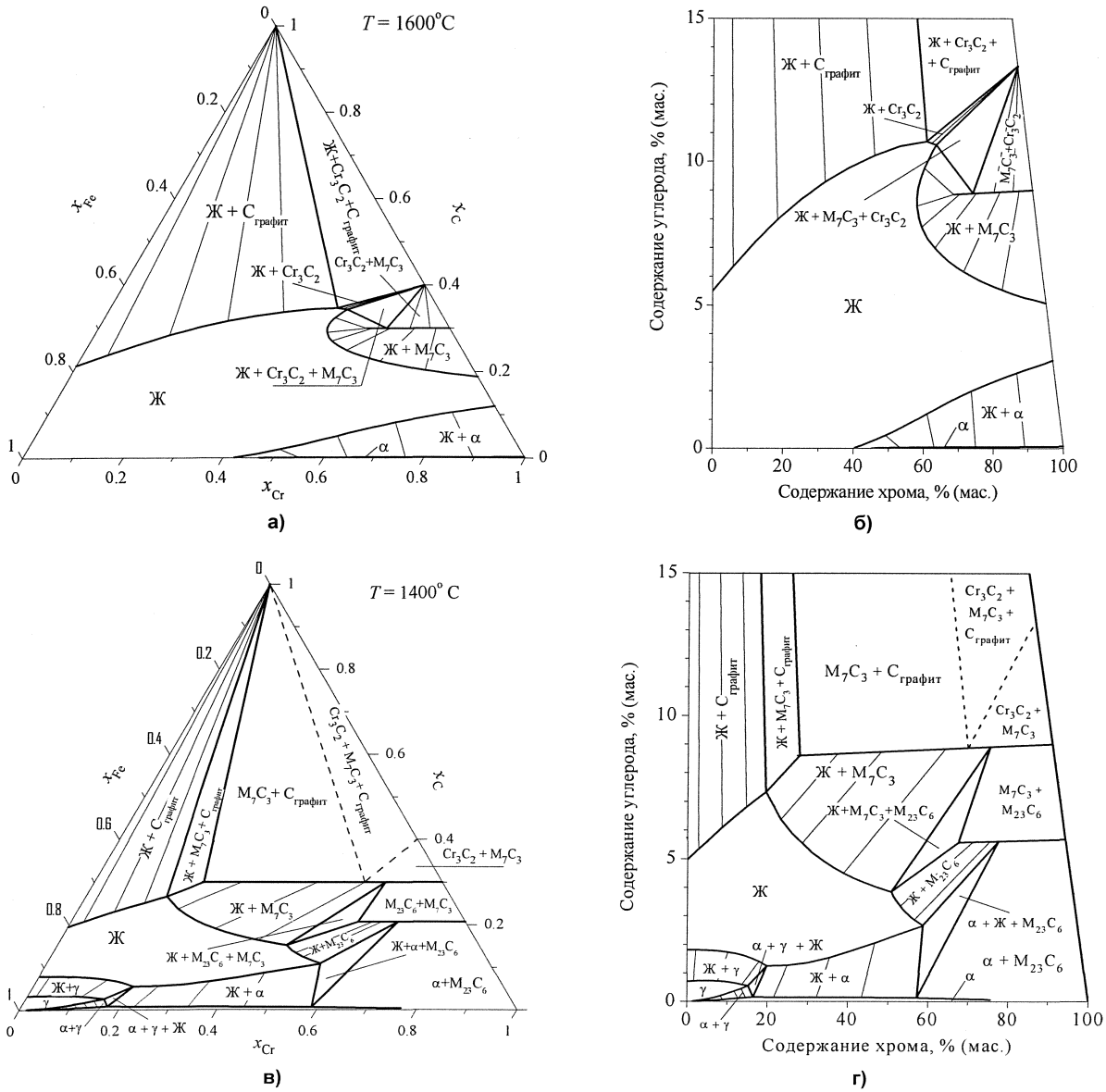
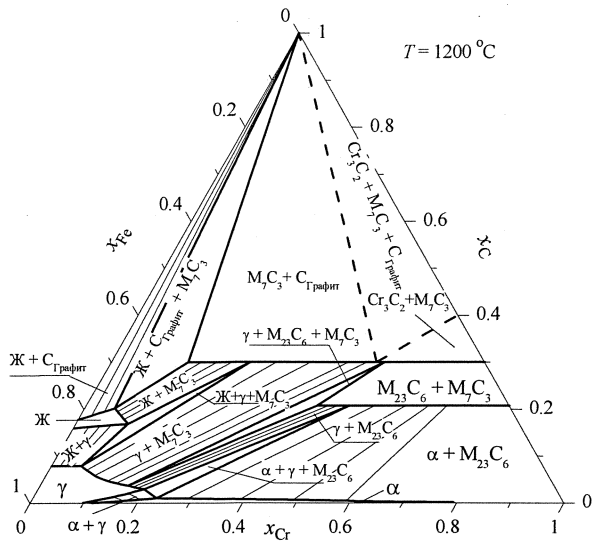
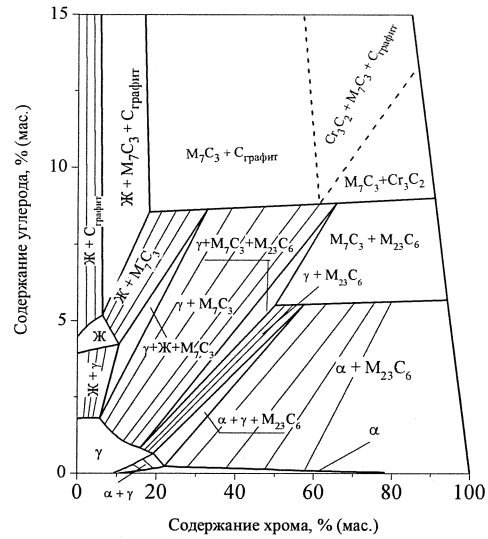


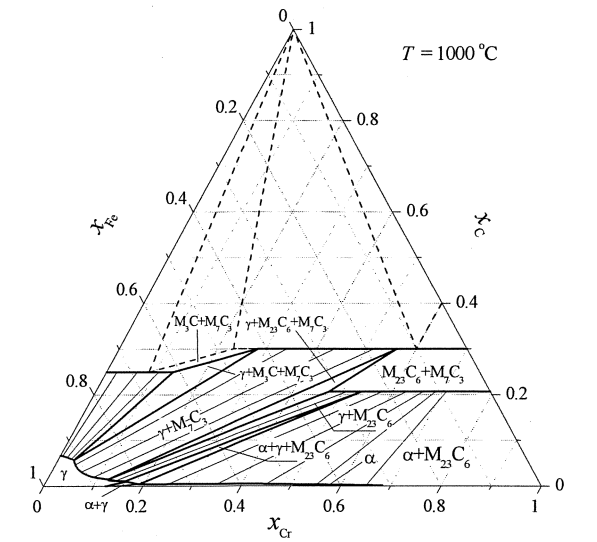
Рис. 2. Изотермические сечения и фазовые диаграммы металлического сплава системы железо–хром–углерод при температуре 1600(а, б), 1400 (в, г), 1200 (д, е), 1000 (ж, з)



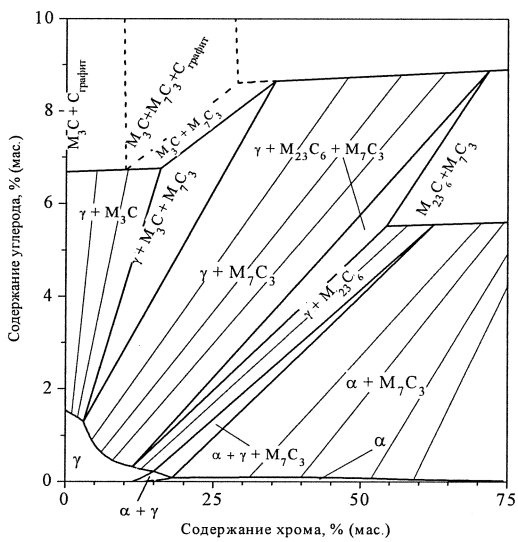
д)



е)

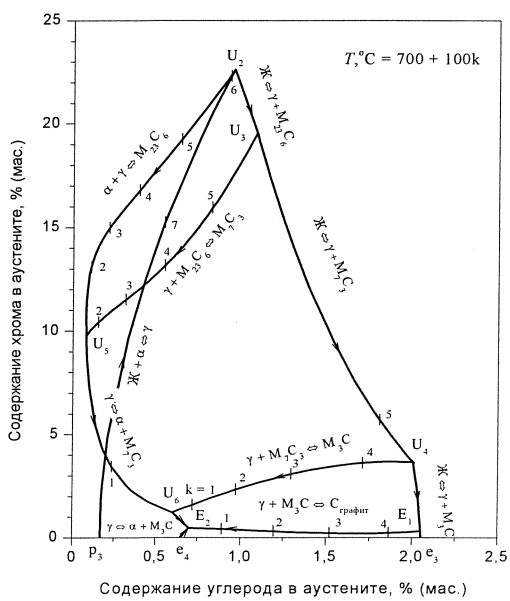


ж)

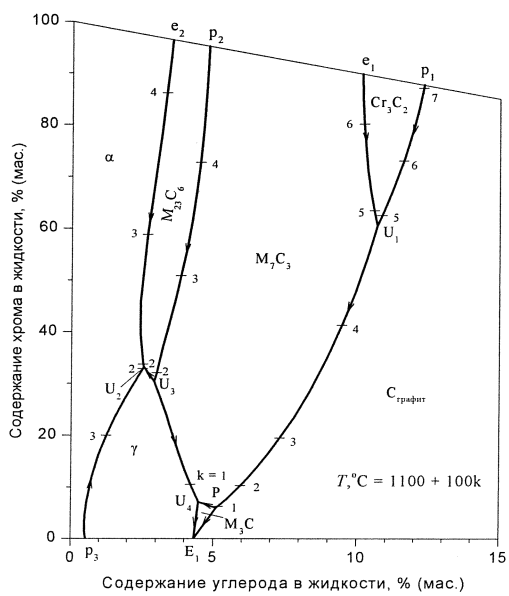


з)

Рис. 2. Окончание



а)



б)

Рис. 3. Диаграммы трехфазных равновесий с участием аустенита (а) и жидкого сплава (б)

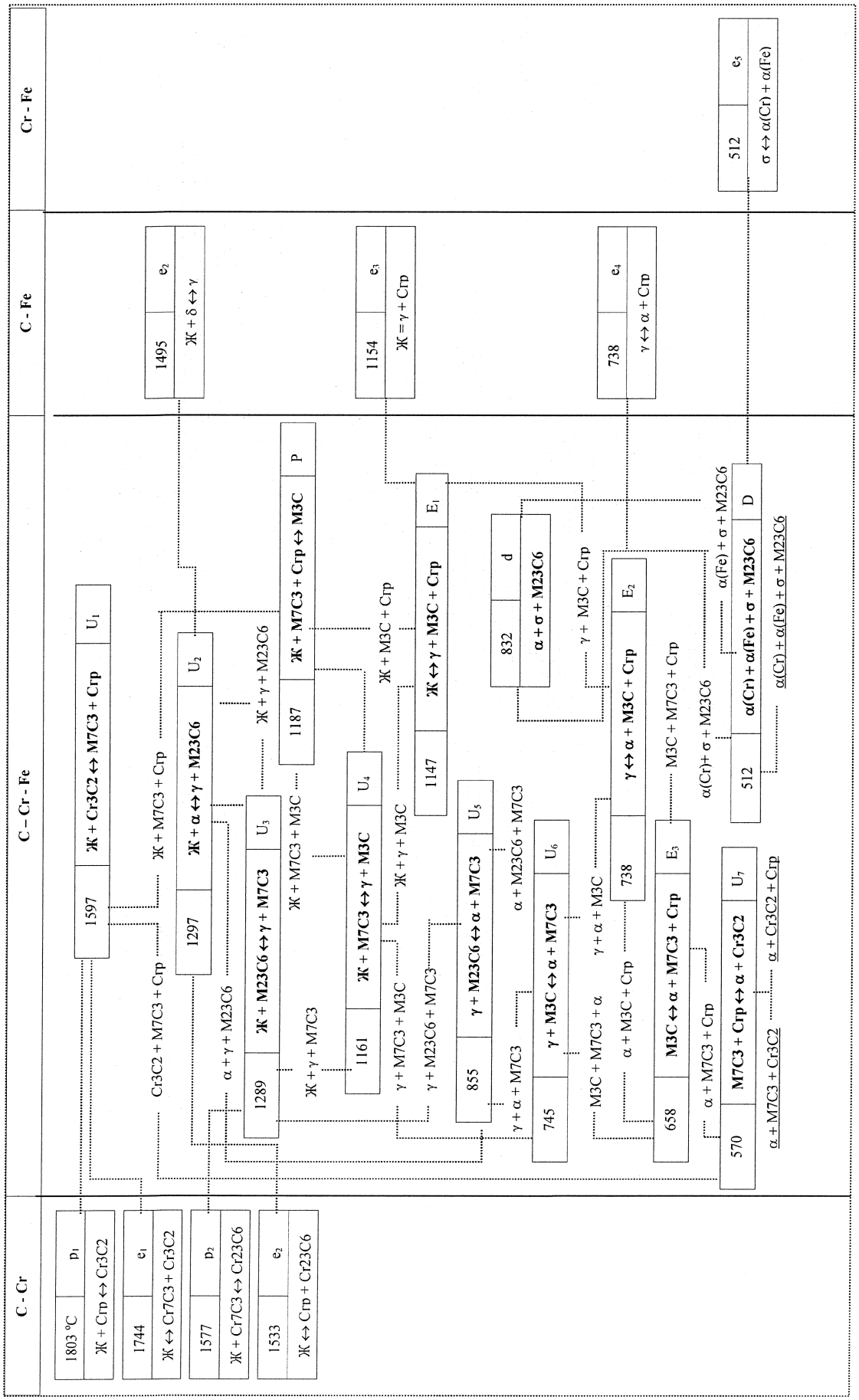


Рис. 4. Схема фазовых превращений в системе железо–хром–углерод

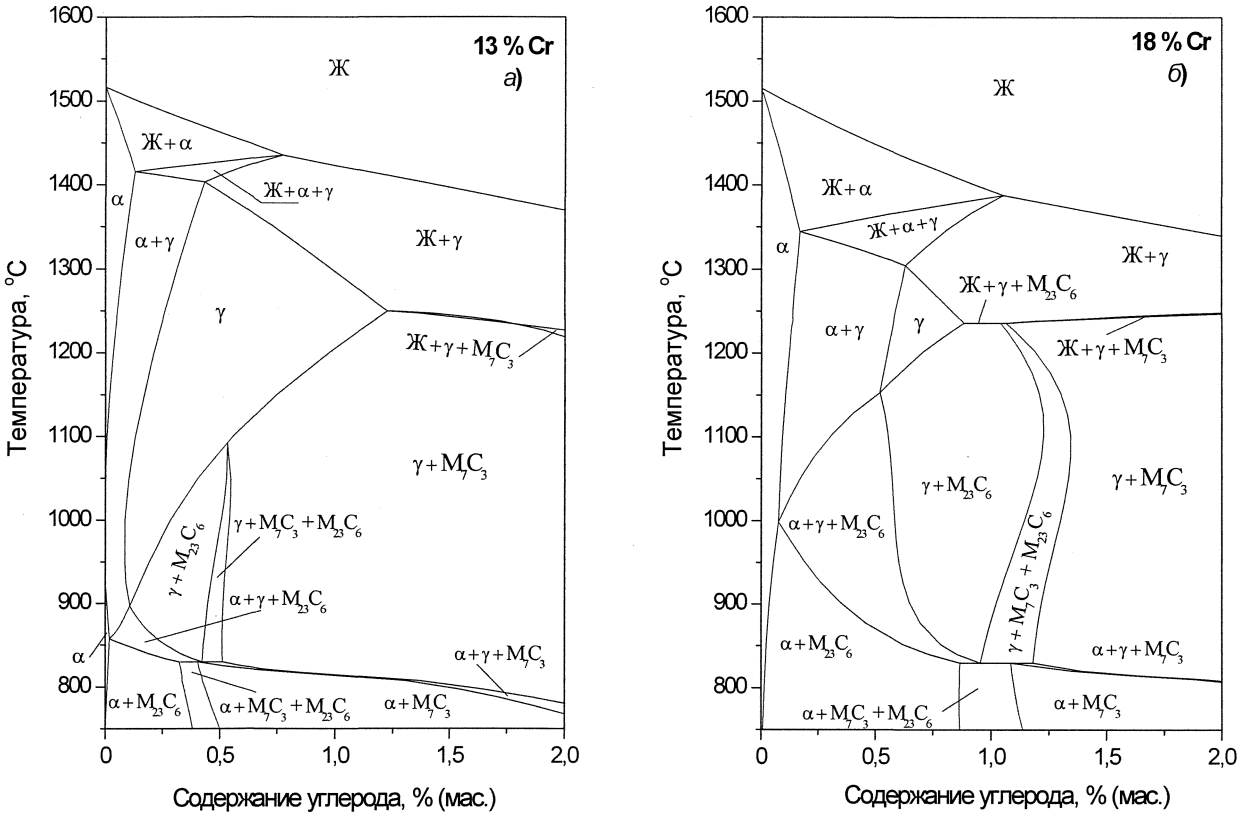


Рис. 5. Политермические разрезы диаграммы состояния системы Fe–Cr–C при содержании хрома в металле 13%(*а*) и 18 % (*б*)

жидкости. Области между кривыми определяются как политермические поверхности растворимости компонентов в расплаве, равновесном с одной из кристаллизующихся фаз.

При температуре 1400 °С (рис. 2, в, г) и небольших концентрациях хрома первично кристаллизующимся металлом будет аустенит. Возможно также образование карбида $M_{23}C_6$ в равновесии с жидким расплавом или ферритом. Дальнейшее снижение температуры приводит к расширению концентрационных пределов устойчивости аустенита и трансформации, равновесных с металлом, карбидов. Фазовые превращения с участием аустенита графически представлены на рис. 3, а. Координаты точек пересечения кривых определяют температуры и концентрации компонентов нонвариантных превращений с участием г.ц.к.-фазы (аустенита).

Совокупность фазовых превращений в сопоставлении с реакциями в бинарных системах представлена на рис. 4.

На изотермических сечениях при заданной концентрации одного из компонентов можно установить последовательность фазовых превращений и определить количественные соотношения равновесных фаз. Однако наиболее представительными и удобными для анализа являются политермические разрезы при постоянной концентрации одного из компонентов. На рис. 5 приведены такие политермические сечения, соответствующие содержанию хрома в металлическом сплаве 13 и 18% (по массе) и различной концентрации углерода.

Выводы. Проведен термодинамический анализ и изучены фазовые равновесия в трехкомпонентной системе железо-хром-углерод. Рассчитаны и построены изотермические сечения в интервале температур 1600... 1000 °С. Приведена графическая зависимость проекции поверхности ликвидуса и диаграмма трехфазных равновесий с участием аустенита. Результаты расчета представлены также в виде политермических разрезов с постоянным содержанием хрома в металле.

Работа выполнена в соответствии с научной программой Федерального агентства по образованию - «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 гг.)», код проекта - 713 и при поддержке РФФИ, грант № 08-08-00416.

Литература

1. Andersson, J.-O. Thermodynamic Properties of the Cr-Fe System / J.-O. Andersson, B. Sundman // CALPHAD. - 1987. -V. 11, № 1. -P. 83-92.

2. Taylor, J.R. A Thermodynamic Assessment of the Cr-Fe-O System / J.R. Taylor, AT. Dinsdale // Z. Metallkd. - 1993. - V. 84, № 5. - P. 335-345.

3. Chipman, J. Thermodynamics and Phase Diagram of the Fe-C System / J. Chipman // Metallurg. Trans. A. - 1972. - V. 3, № 1. - P. 55-64.

4. Chicco, B. Experimental Determination of the

Austenitic + Liquid Phase Boundaries of the Fe—C System / B. Chicco, W.R. Thorpe // Metallurg. Trans. A. - 1982. - V. 13A, № 7. -P. 1293-1297.

5. Agren, J. The Thermodynamic Analysis of the Fe-C and Fe-N Phase Diagrams / J. Agren // Metallurg. Trans. A. -1979. - V. 10A, № 12. -P. 1847-1852.

6. Andersson, J.-O. Thermodynamic Properties of Cr-C/J.-O. Andersson //CALPHAD. - 1987. -V. 11, №2.-P. 271-276.

7. Carbon — Chromium - Iron /A. Bondar, V. Ivanchenko, A. Kozlow, J-C Tedenac // MSIT, London-Bernstein. New Series IV/11D2 - P. 72.

8. Hillert, M. A Thermodynamic Assessment of the Fe-Cr-Ni-C System / M. Hillert, C Qiu // Metallurg. Trans. A. - 1991. - V. 22A, № 10. - P. 2187-2196.

9. Andersson, J.-O. A Thermodynamic Evaluation of the Fe-Cr-C System / J. -O. Andersson // Metallurg. Trans. A. - 1988. - V. 19A, № 3. - P. 627-636.

10. Люпис, К Химическая термодинамика материалов / К Люпис; пер. с англ. под ред. Н.А. Ватолина, А.Я. Стомахина. - М.: Металлургия, 1989. - 503 с.

11. Морачевский, АТ. Термодинамика расплавленных металлических и солевых систем / АТ Морачевский. - М.: Металлургия, 1987. - 240 с.

12. Sundman, B.J. A Regular Solution Model for Phases with Several Components and Sublattices, Suitable for Computer Applications / B. Sundman, J. Agren // Phys. Chem. Solids. - 1981. - V. 42. - P. 297-301.

13. Sundman, B. The Sublattice Model / B. Sundman, J. Agren//Mat. Res. Soc. Symp. Proa - 1983. -V. 19.- P. 115-127.

Поступила в редакцию 25 февраля 2009 г.