

УДК 669.183.046.56

Белов Б. Ф., Троцан А. И., Бродецкий И. Л., Александров В. Д., Паренчук И. В.

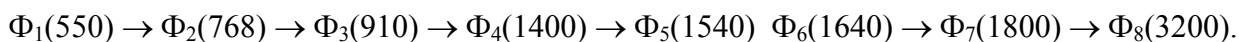
КЛАССИФИКАЦИЯ И ОПТИМИЗАЦИЯ СПЛАВОВ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ

Промышленные сорта редкоземельных металлов (РЗМ-сплавов) типа ФС30РЗМ30, применяемые для внепечной обработки стали, регламентируются концентрациями церия, которая составляет более 50 % от общей суммы РЗМ и определяет их физико-химические и технологические свойства. Степень усвоения химически активных элементов и, следовательно, их расходные коэффициенты, определяющие эффективность использования подобных дорогих и дефицитных материалов, зависят от структурно-химического состояния легирующих элементов при температурах жидкого расплава.

Для разработки и определения оптимальных составов комплексных сплавов ферросиликоцерия выполнен анализ структурно-химического состояния (СХС-метод) сплавов железа, церия, кремния, классификация которых отвечает составу промежуточных фаз на построенных полигональных диаграммах железо-церий и церий-кремний во всем интервале концентраций твердых и жидких исходных компонентов. СХС – метод, разработанный в рамках феноменологической теории строения металлургических фаз по модели гармонических структур (МГС) вещества [1], основан на использовании параметров химической связи элементов, полученных из квантово-механических параметров, рассчитанных по радиально-орбитальной модели электронного строения атомов [2] и предназначен для конструирования молекулярных и кристаллических структур исходных компонентов и промежуточных фаз полигональных диаграмм состояния.

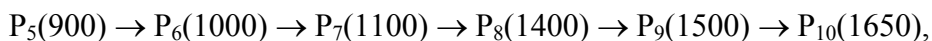
Целью данной работы является разработка и определение оптимальных составов комплексных сплавов ферросиликоцерия.

Сплавы ферроцерия. На рис. 1 представлена полигональная (плоская) диаграмма состояния (ПДС) системы железо-церий во всем интервале концентраций (от 0 до 100 % С) и температур (от комнатных до точки кипения) исходных компонентов, построенная новым графо-аналитическим методом [3]. На ординатах исходных компонентов обозначены критические точки (t , °С) железа для твердого [4] и жидкого [5] состояний:



Для церия точки структурного перехода (t , °С): $P_1(350) \rightarrow P_2(500)$ – химические и $P_3(700) \rightarrow P_4(800) \rightarrow P_{11}(3500)$ – термические критические точки.

Линии ликвидуса проведены через критические точки (t , °С):



отвечающие температурам в сингулярных точках промежуточных фаз, получены графически и являются ориентировочными. ПДС системы Fe–Ce относится к типу непрерывных твердых растворов через последовательный ряд промежуточных фаз и эвтектик. В надликвидусной области линии ликвидуса (штриховые) разделяют жидкость на полиэдрическую (${}_1L_p^{ПД} \rightarrow {}_2L_p^{ПД} \rightarrow {}_3L_p^{ПД} \rightarrow {}_4L_p^{ПД} \rightarrow {}_5L_p^{ПД}$), полигональную ($L_p^{ПГ}$) и разупорядоченную ($L_{раз}$).

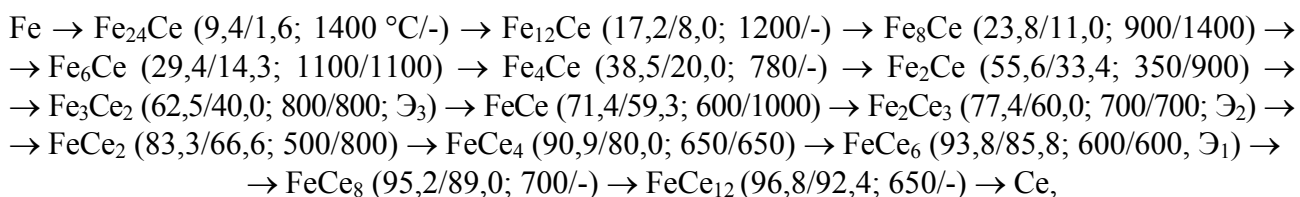
В табл. 1 приведена классификация сплавов Fe–Ce, включающая химические реакции, температуры образования и плавления (числитель – из построенной полигональной диаграммы Fe–Ce, знаменатель – из классической диаграммы), состав и плотность силицидов железа.

Таблица 1

Классификация и физико-химические характеристики сплавов ферроцерия

№ п/п	Линейные системы	Промежуточные фазы								
		Химические реакции	Химические формулы	Условные обозначения	Хим. состав, % масс./атомн.		ρ , г/см ³	Fe/Ce (по массе)	Температура, °С	
					Fe	Ce			Образования	Плавления
1	Fe – Ce	$2\text{Fe} + \text{Ce} \leftrightarrow \text{Fe}_2\text{Ce}$ $5(\text{Fe}_2\text{Ce}) \rightarrow 2\text{Fe}_3\text{Ce}_2 + \text{Fe}_4\text{Ce}$	Fe_2Ce (ФЦ55)	2.1 (2Ф)	<u>44,4</u> 66,6	<u>55,6</u> 33,4	7,33	0,8	<u>350</u> н. д.	<u>900</u> 925
2	Fe – Fe ₂ Ce	$2\text{Fe} + \text{Fe}_2\text{Ce} \leftrightarrow \text{Fe}_4\text{Ce}$ $2(\text{Fe}_4\text{Ce}) \rightarrow \text{Fe}_2\text{Ce} + \text{Fe}_6\text{Ce}$	Fe_4Ce (ФЦ35)	4.1 (4Ф)	<u>61,5</u> 80,0	<u>38,5</u> 20,0	7,50	1,6	<u>800</u> н. д.	— н. д.
3	Fe – Fe ₄ Ce	$4\text{Fe} + \text{Fe}_4\text{Ce} \leftrightarrow \text{Fe}_8\text{Ce}$ $3(\text{Fe}_8\text{Ce}) \rightarrow 2(\text{Fe}_6\text{Ce}) + \text{Fe}_{12}\text{Ce}$	Fe_8Ce (ФЦ20)	8.1 (8Ф)	<u>76,2</u> 89,0	<u>23,8</u> 11,0	7,60	3,2	<u>900</u> н. д.	<u>1400</u> н. д.
4	Fe ₈ Ce – Fe ₄ Ce	$\text{Fe}_8\text{Ce} + \text{Fe}_4\text{Ce} \leftrightarrow 2(\text{Fe}_6\text{Ce})$	Fe_6Ce (ФЦ30)	6.1 (6Ф)	<u>70,6</u> 85,7	<u>29,4</u> 14,3	7,55	2,4	<u>1100</u> н. д.	<u>1100</u> н. д.
5	Fe ₈ Ce – Fe	$\text{Fe}_8\text{Ce} + 4\text{Fe} \leftrightarrow \text{Fe}_{12}\text{Ce}$ $4(\text{Fe}_{12}\text{Ce}) \rightarrow 3(\text{Fe}_8\text{Ce}) + \text{Fe}_{24}\text{Ce}$	Fe_{12}Ce (ФЦ15)	12.1 (12Ф)	<u>82,8</u> 92,0	<u>17,2</u> 8,0	7,68	4,8	<u>1200</u> н. д.	— н. д.
6	Fe – Fe ₁₂ Ce	$12\text{Fe} + \text{Fe}_{12}\text{Ce} \leftrightarrow \text{Fe}_{24}\text{Ce}$ $\text{Fe}_{24}\text{Ce} \rightarrow \text{Fe}_6\text{Ce} + 18\text{Fe}$	Fe_{24}Ce (ФЦ10)	24.1 (24Ф)	<u>90,6</u> 98,4	<u>9,4</u> 1,6	7,78	9,6	<u>1400</u> н. д.	— н. д.
7	Fe ₂ Ce – Ce	$\text{Fe}_2\text{Ce} + \text{Ce} \leftrightarrow \text{FeCe}_2$ $\text{FeCe}_4 + 2(\text{Fe}_2\text{Ce}_3) \leftrightarrow 5(\text{FeCe}_2)$	FeCe_2 (ФЦ80)	1.2 (2P)	<u>16,7</u> 33,4	<u>83,3</u> 66,6	6,95	0,2	<u>500</u> н. д.	<u>800</u> н. д.
8	Fe ₂ Ce – FeCe ₂	$\text{Fe}_2\text{Ce} + \text{FeCe}_2 \leftrightarrow 3(\text{FeCe})$ $5(\text{FeCe}) \rightarrow \text{Fe}_3\text{Ce}_2 + \text{Fe}_2\text{Ce}_3$	FeCe (ФЦ70)	1.1(1Ф)	<u>28,6</u> 49,7	<u>71,4</u> 59,3	7,18	0,4	<u>600</u> н. д.	<u>1000</u> н. д.
9	FeCe ₂ – Ce	$\text{FeCe}_2 + 4\text{Ce} \leftrightarrow \text{FeCe}_6$	FeCe_6 (ФЦ93)	1.6 (Э ₁)	<u>6,2</u> 14,2	<u>93,8</u> 85,8	6,84	0,07	<u>600</u> 600	<u>600</u> 600
10	FeCe ₂ – FeCe ₆	$\text{FeCe}_2 + \text{FeCe}_6 \leftrightarrow 2(\text{FeCe}_4)$ $3(\text{FeCe}_4) \rightarrow 2(\text{FeCe}_2) + \text{FeCe}_8$	FeCe_4 (ФЦ90)	1.4 (4P)	<u>9,1</u> 20,0	<u>90,9</u> 80,0	6,87	0,1	<u>650</u> 640	<u>650</u> 640
11	Ce – FeCe ₆	$6\text{Ce} + \text{FeCe}_6 \leftrightarrow \text{FeCe}_{12}$	FeCe_{12} (ФЦ95)	1.12 (12P)	<u>3,2</u> 7,6	<u>96,8</u> 92,4	6,80	0,03	<u>700</u> н. д.	— н. д.
12	FeCe ₆ – FeCe ₁₂	$2(\text{FeCe}_6) + \text{FeCe}_{12} \leftrightarrow 3(\text{FeCe}_8)$	FeCe_8 (ФЦ95)	1.8 (8P)	<u>4,8</u> 11,0	<u>95,2</u> 89,0	6,80	0,05	<u>700</u> н. д.	— н. д.
13	FeCe – FeCe ₂	$5(\text{FeCe}) + \text{FeCe}_2 \leftrightarrow 3(\text{Fe}_2\text{Ce}_3)$	Fe_2Ce_3 (ФЦ75)	2.3 (Э ₂)	<u>20,6</u> 40,0	<u>77,4</u> 60,0	6,86	0,27	<u>700</u> 773	<u>700</u> н. д.
14	Fe ₂ Ce – FeCe	$\text{Fe}_2\text{Ce} + \text{FeCe} \leftrightarrow \text{Fe}_3\text{Ce}_2$	Fe_3Ce_2 (ФЦ60)	3.2 (Э ₃)	<u>37,5</u> 60,0	<u>62,5</u> 40,0	7,18	0,6	<u>800</u> н. д.	<u>800</u> н. д.

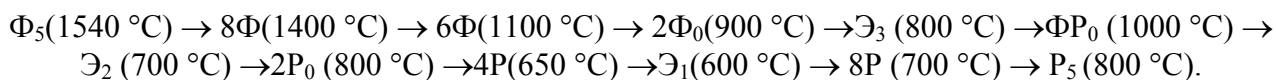
Последовательный ряд промежуточных фаз системы железо-церий имеет вид:



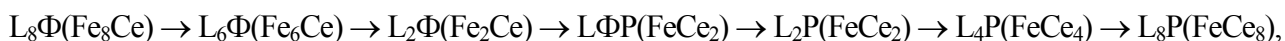
где в скобках последовательно обозначены концентрация церия (% масс./% ат.), температура образования и плавления (t , $^\circ\text{C}$).

На рис. 1 показана классическая диаграмма Fe–Ce [6], на которой установлена эвтектика при $592 \text{ }^\circ\text{C}$ и 14,0 ат. % Ce, а также два химических соединения – интерметаллиды Fe_2Ce и Fe_3Ce , образующиеся по перитектическим реакциям при $920 \text{ }^\circ\text{C}$ и $1060 \text{ }^\circ\text{C}$. Кроме того, обозначены температуры структурных превращений железа $780 \text{ }^\circ\text{C}$, $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ и церия $715 \text{ }^\circ\text{C}$. Из сравнения диаграмм видно, что построенная ПДС включает все экспериментальные точки классической диаграммы. В твердом состоянии первичная промежуточная фаза Fe_2Ce образуется при $350 \text{ }^\circ\text{C}$ и одновременно находится в равновесии с исходными компонентами, с которыми последовательно вступает в химические реакции с образованием вторичных промежуточных фаз. Первичные промежуточные фазы отличаются минимальным числом взаимодействующих атомов, образующих при минимальной температуре фазу из наноструктурных элементов с максимально плотной упаковкой в разномерном единичном пространстве – структурный ионно-молекулярный комплекс (СИМ-комплекс).

Линия ликвидус (жирная линия) проходит между исходными компонентами в виде ломаной прямой через сингулярные точки конгруэнтных химических соединений:



Области гомогенности жидких растворов показаны граничными линиями ликвидус (штрих-линии) – для сингулярных фаз на ликвидусе:



а также эвтектические фазы: $\text{Э}_1^{\text{ж}}(\text{FeCe}_6) \rightarrow \text{Э}_2^{\text{ж}}(\text{Fe}_2\text{Ce}_3) \rightarrow \text{Э}_3^{\text{ж}}(\text{Fe}_3\text{Ce}_2)$.

Исходные компоненты в жидком состоянии в соответствии с теорией МГС – фаз [1] с ростом температуры над точкой плавления последовательно проходят структурные превращения:

полиэдрическая (ЛПД) \rightarrow полигональная (ЛПГ) \rightarrow разупорядоченная (ЛРАЗ) жидкости.

Таким образом, максимальной термической и термодинамической прочностью обладают химические соединения (интерметаллиды) железо-церий с конгруэнтной точкой плавления, которые являются базовыми для промышленных сортов сплавов $\text{ФЦ}20 \rightarrow \text{ФЦ}30 \rightarrow \text{ФЦ}35 \rightarrow \rightarrow \text{ФЦ}70 \rightarrow \text{ФЦ}80 \rightarrow \text{ФЦ}95$, имеющих повышенную степень усвоения и эффективность действия в металлургических процессах.

Сплавы силикоцерия. Выполнить анализ структурно-химического состояния сплавов Si–Ce с целью классификации и оптимизации состава с помощью известных диаграмм состояния не представляется возможным, так как отсутствуют экспериментальные данные об условиях образования промежуточных фаз. На рис. 2 (вставка) представлена существующая диаграмма церий-кремний, опубликованная в 50-е годы прошлого столетия [6]. Диаграмма относится к эвтектическому типу с химическими соединениями непрерывного ряда $\text{Ce}_2\text{Si} \rightarrow \text{Ce}_3\text{Si}_2 \rightarrow \rightarrow \text{CeSi} \rightarrow \text{CeSi}_2$, плавящихся конгруэнтно в интервале температур $1500\text{--}1600 \text{ }^\circ\text{C}$ через эвтектические точки, температуры которых отличаются между собой на $20\text{--}30 \text{ }^\circ\text{C}$, что находится в пределах инструментальной точности замеров в интервале $1300\text{--}1400 \text{ }^\circ\text{C}$. На базе исходных компонентов показаны две эвтектики при $650 \text{ }^\circ\text{C}$ и $1190 \text{ }^\circ\text{C}$, ориентировочный состав которых установлен при содержаниях кремния $\sim 6,0 \text{ ат. \%}$ и $\sim 82,0 \text{ ат. \%}$, соответственно.

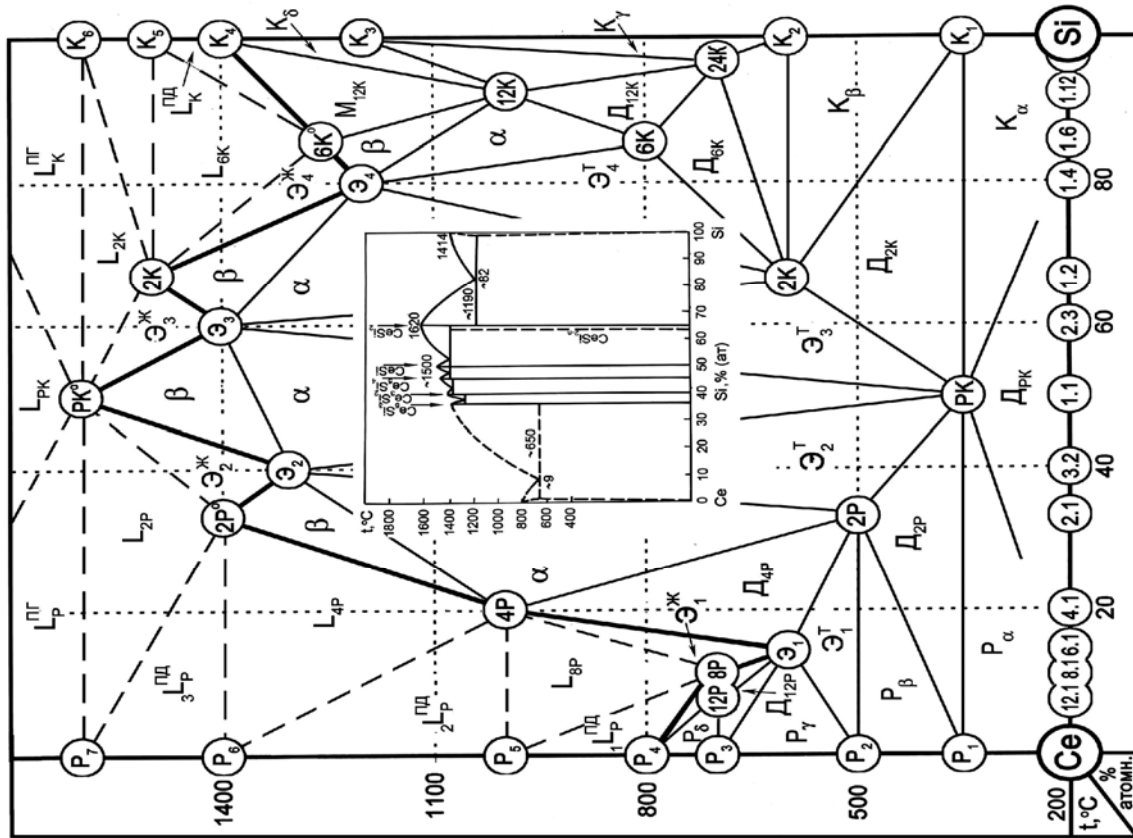


Рис. 2. Полигональная диаграмма системы Ce – Si

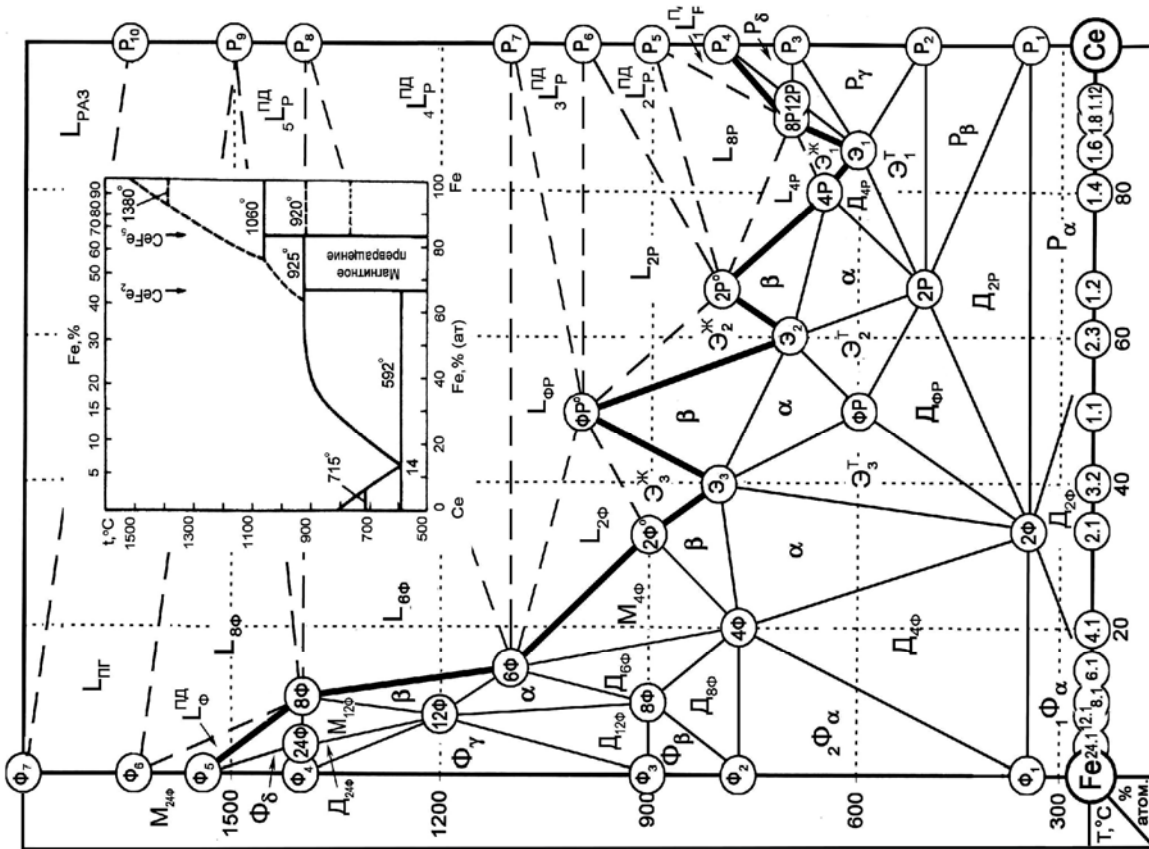


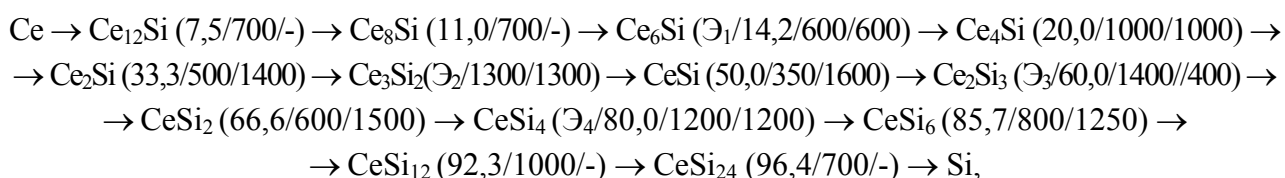
Рис. 1. Полигональная диаграмма системы Fe – Ce

В соответствии с общими принципами построения бинарных диаграмм состояния [7], состав высокотемпературной эвтектики при указанных температурах плавления компонентов, ее образующих ($\text{CeSi}_2 \sim 1620 \text{ }^\circ\text{C}$ и $\text{Si} \sim 1414 \text{ }^\circ\text{C}$), должен быть сдвинут в сторону кремния и иметь более 82,0 ат. %. С другой стороны, при заданном составе эвтектики температура плавления CeSi_2 должна быть меньше температуры плавления кремния. Кроме того, для обнаруженных промежуточных фаз нет данных о температуре их образования и области гомогенности. Следовательно, приведенная диаграмма представляет собой базу экспериментальных данных по плавкости промежуточных фаз, на основании которых и построена полигональная диаграмма бинарной системы церий-кремний, представленная на рис. 2.

Геометрический образ полигональной диаграммы определяет первичная промежуточная фаза с заданным химическим составом, температурами образования, плавления и областью гомогенности.

Состав промежуточных фаз зависит от типа химической связи исходных компонентов, которые при заданной температуре образуют химические соединения определенного стехиометрического состава. Первичным СИМ-комплексом для исследуемой системы является интерметаллид – моносилицид церия SiCe , для которого химические и геометрические параметры рассчитаны по модели гармонических структур вещества [1]. Температура образования моносилицида церия принята равной $350 \text{ }^\circ\text{C}$, отвечает точке перехода $\alpha\text{-Ce} \rightarrow \beta\text{-Ce}$, температура плавления $1600 \text{ }^\circ\text{C}$ [6]. Первичная промежуточная фаза условно разделяет диаграмму Ce-Si на две подсистемы: Ce-CeSi и Si-CeSi , в которых образуется последовательный ряд вторичных промежуточных фаз. Классификация и физико-химические характеристики сплавов силикоцерия приведены в табл. 2.

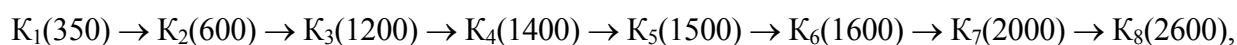
Последовательный ряд промежуточных фаз имеет вид:



где в скобках первые цифры – концентрация кремния (ат. %), вторая – температура образования (t , $^\circ\text{C}$), третья – температура плавления, которая не показана для инконгруэнтных фаз.

В табл. 2 приведена классификация промежуточных фаз, которая включает 13 химических соединений – интерметаллидов, в т. ч. четыре эвтектических. На абсциссе условно обозначены стехиометрический состав промежуточных фаз цифрами: первые – стехиометрические коэффициенты для церия, вторые – кремния. На ординатах диаграммы обозначены критические точки исходных компонентов церия (t , $^\circ\text{C}$) в твердом (P_1-P_4) и жидком (P_5-P_7) состояниях: $P_1(350) \rightarrow P_2(500) \rightarrow P_3(700) \rightarrow P_4(800) \rightarrow P_5(1000) \rightarrow P_6(1400) \rightarrow P_7(1600)$.

К термическим критическим точкам церия относятся $P_1 \rightarrow P_3 \rightarrow P_4$. Точки структурного разупорядочения и кипения не показаны из – за масштаба рисунка; химические точки – остальные, которые отвечают температурам плавления сингулярных фаз (Ce_4Si , Ce_2Si и CeSi). Для кремния топологический ряд критических точек имеет вид (t , $^\circ\text{C}$):



где K_7 и K_8 – точки структурного разупорядочения и кипения, не показаны;

K_1 , K_3 и K_4 – термические точки плавления, остальные – химические, температуры которых отвечают точкам плавления или образования промежуточных фаз.

Таблица 2

Классификация и физико-химические характеристики сплавов силикоцерия

№ п/п	Линейные системы	Промежуточные фазы								
		Химические реакции	Химические формулы	Условные обозначения	Химсостав, % масс./атомн.		Ce/Si (по массе)	ρ, г/см ³	Температура, °С	
					Ce	Si			Образования	Плавления
1.	Ce – Si	$Ce + Si \leftrightarrow CeSi$ $5(CeSi) \leftrightarrow Ce_3Si_2 + Ce_2Si_3$	CeSi	1.1(ПК) КЦ80	$\frac{83,3}{50,0}$	$\frac{16,7}{50,0}$	5,0	6,0	$\frac{350}{\text{н. д.}}$	$\frac{1600}{1500}$
2.	Ce – CeSi	$Ce + CeSi \leftrightarrow Ce_2Si$ $5(Ce_2Si) \leftrightarrow Ce_4Si + 2(Ce_3Si_2)$	Ce ₂ Si	2.1(2P) КЦ90	$\frac{90,9}{66,7}$	$\frac{9,1}{33,3}$	10,0	6,4	$\frac{500}{\text{н. д.}}$	$\frac{1400}{1400}$
3.	Ce – Ce ₂ Si	$4Ce + Ce_2Si \leftrightarrow Ce_6Si$ $2(Ce_6Si) \leftrightarrow Ce_8Si + Ce_4Si$	Ce ₆ Si	6.1(Э ₁) КЦ97	$\frac{96,8}{85,8}$	$\frac{3,2}{14,2}$	30,0	6,6	$\frac{600}{650}$	$\frac{600}{650}$
4.	Ce – Ce ₆ Si	$6Ce + Ce_6Si \leftrightarrow Ce_{12}Si$	Ce ₁₂ Si	12.1(12P) КЦ98	$\frac{98,4}{92,5}$	$\frac{1,6}{7,5}$	60,0	6,7	$\frac{700}{\text{н. д.}}$	$\frac{-}{\text{н. д.}}$
5.	Ce ₆ Si – Ce ₁₂ Si	$2(Ce_6Si) + Ce_{12}Si \leftrightarrow 3(Ce_8Si)$	Ce ₈ Si	8.1(8P) КЦ97	$\frac{97,6}{89,0}$	$\frac{2,4}{11,0}$	40,0	6,66	$\frac{700}{\text{н. д.}}$	$\frac{-}{\text{н. д.}}$
6.	Ce ₂ Si – Ce ₆ Si	$Ce_2Si + Ce_6Si \leftrightarrow 2(Ce_4Si)$	Ce ₄ Si	4.1(4P) КЦ95	$\frac{95,2}{80,0}$	$\frac{4,8}{20,0}$	20,0	6,6	$\frac{1000}{\text{н. д.}}$	$\frac{1000}{\text{н. д.}}$
7.	Ce ₂ Si – CeSi	$Ce_2Si + CeSi \leftrightarrow Ce_3Si_2$	Ce ₃ Si ₂	3.2(Э ₂) КЦ85	$\frac{88,2}{60,0}$	$\frac{11,8}{40,0}$	7,5	6,25	$\frac{1300}{1400}$	$\frac{1300}{1400}$
8.	Si – CeSi	$Si + CeSi \leftrightarrow CeSi_2$ $5(CeSi_2) \leftrightarrow 2(Ce_2Si_3) + CeSi_4$	CeSi ₂	1.2(2K) КЦ70	$\frac{71,4}{33,4}$	$\frac{28,6}{66,6}$	2,5	5,5	$\frac{600}{\text{н. д.}}$	$\frac{1500}{1600}$
9.	Si – CeSi ₂	$22Si + CeSi_2 \leftrightarrow CeSi_{24}$	CeSi ₂₄	1.24(24K) КЦ15	$\frac{17,2}{3,6}$	$\frac{82,8}{96,4}$	0,21	3,10	$\frac{700}{\text{н. д.}}$	$\frac{-}{1600}$
10.	CeSi ₂ – CeSi ₂₄	$9(CeSi_2) + 2(CeSi_{24}) \leftrightarrow 11(CeSi_6)$ $4(CeSi_6) \leftrightarrow 3(CeSi_4) + CeSi_{12}$	CeSi ₆	1.6(6K) КЦ45	$\frac{45,5}{14,3}$	$\frac{54,5}{85,7}$	0,83	4,4	$\frac{800}{\text{н. д.}}$	$\frac{1250}{\text{н. д.}}$
11.	CeSi ₂₄ – CeSi ₆	$CeSi_{24} + 2(CeSi_6) \leftrightarrow 3(CeSi_{12})$	CeSi ₁₂	1.12(12K) (КЦ30)	$\frac{29,4}{7,7}$	$\frac{70,6}{92,3}$	0,41	3,6	$\frac{1000}{\text{н. д.}}$	$\frac{-}{\text{н. д.}}$
12.	CeSi ₂ -CeSi ₆	$CeSi_2 + CeSi_6 \leftrightarrow 2(CeSi_4)$	CeSi ₄	1.4(Э ₄) КЦ55	$\frac{55,6}{20,0}$	$\frac{44,4}{80,0}$	1,25	4,8	$\frac{1200}{1200}$	$\frac{1200}{1200}$
13.	CeSi – CeSi ₂	$CeSi + CeSi_2 \leftrightarrow Ce_2Si_3$	Ce ₂ Si ₃	2.3(Э ₃) КЦ75	$\frac{76,9}{40,0}$	$\frac{23,1}{60,0}$	3,33	5,74	$\frac{1400}{1400}$	$\frac{1400}{1400}$

На базе исходных компонентов образуются гомогенные твердые или жидкие растворы. На базе церия: $P\alpha \rightarrow P\beta \rightarrow P\gamma \rightarrow P\delta$ – твердые растворы; ${}_1L_p^{ПД} \rightarrow {}_2L_p^{ПД} \rightarrow {}_3L_p^{ПД} \rightarrow L_p^{ПГ} \rightarrow L_{раз}$ – полиэдрические, полигональные и разупорядоченные. На базе промежуточных фаз также образуются твердые и жидкие растворы. Для сингулярных фаз с конгруэнтной точкой плавления, образующихся в твердом состоянии, в области их гомогенности существуют две модификации – низко (α)- и высокотемпературная (β)-фазы в моноструктурном (М) и деструктурном (Д) состояниях: М – состояния существуют в области гомогенности выше, а Д – состояния ниже температуры их образования. М и Д – состояния существуют для всех интерметаллидов, а также для эвтектических фаз ($\mathcal{E}_ж/\mathcal{E}_т$); Д – состояние только для сингулярных интерметаллидов Se_4Si . Для сингулярных фаз, существующих в жидком состоянии, обозначены области гомогенности жидких полиэдрических растворов: $L_{8p} \rightarrow L_{4p} \rightarrow L_{2p} \rightarrow L_{ПК} \rightarrow L_{2К} \rightarrow L_{6К}$, а также эвтектические растворы: $\mathcal{E}_1^ж \rightarrow \mathcal{E}_2^ж \rightarrow \mathcal{E}_3^ж \rightarrow \mathcal{E}_4^ж$.

Промышленные сплавы силикоцерия не производятся, так как существующие технологии производства РЗМ – сплавов [8] базируются на использовании ферросилиция (его полигональная диаграмма состояний исследована нами в работе [9]) на основе которого получают ферросплавы ферросиликоцерия. Классификация и оптимизация этих сплавов являются предметом дальнейших исследований.

Таким образом, полигональная диаграмма состояния системы Si–Ce, как базовая бинарная система для сплавов Fe–Si–Ce, построенная ПДС – методом, хорошо согласуется с известными экспериментальными данными, что свидетельствует о достоверности результатов проведенного анализа структурно-химического состояния исходных компонентов и промежуточных фаз в твердом и жидком состояниях.

ВЫВОДЫ

Новым графо-аналитическим методом построены полигональные диаграммы и проведен анализ структурно-химического состояния систем Fe–Ce и Ce–Si, которые вместе с системой Fe–Si являются базовыми при разработке оптимальных составов комплексных Fe–Si–Ce сплавов редкоземельных металлов, используемых для микролегирования стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Белов Б. Ф. Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин // Изв. ВУЗов. ЧМ. – 2002. – № 4. – С. 70–75.
2. Троцан А. И. О природе химической связи элементов в металлургических фазах / А. И. Троцан, П. С. Харлашин, Б. Ф. Белов // Изв. ВУЗов. ЧМ. – 2002. – № 4. – С. 60–63.
3. Свідоцтво про державну реєстрацію прав автора на твір ПА № 2825. Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин, Ф. С. Крейденко. – 29.02.2002 р.
4. Каменецкая Д. С. Железо высокой степени чистоты / Д. С. Каменецкая, И. Б. Пилецкая, В. И. Ширяев. – М. : Металлургия, 1978. – 248 с.
5. Филиппов Е. С. О структурном превращении в жидком железе / Е. С. Филиппов // Изв. ВУЗов. ЧМ. – 1972. – № 9. – С. 110–115.
6. Савицкий Е. М. Металловедение редкоземельных металлов / Е. М. Савицкий, В. Ф. Терехова. – М. : Наука, 1975. – 272 с.
7. Захаров А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем / А. М. Захаров. – М. : Металлургия, 1990. – 240 с.
8. Рябчиков И. В. Модификаторы и технологии внепечной обработки железоуглеродистых сплавов / И. В. Рябчиков. – М. : Экомет, 2008. – 400 с.
9. Структуризация сплавов ферросилиция в жидком и твердом состояниях / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий и др. // Вестник ДГМА. – Краматорск, 2009. – № 1 (15). – С. 45–50.