



Список литературы

1. *Грабовский В. М., Крентюк Я. В., Федченко Н. А.* Улучшение качества алюминиевого сплава АК9_ц в результате комплексной обработки // *Процессы литья*. - 2006. - № 3. - С. 31-37.
2. *Афанасьев В. К., Попова М. В.* Применение водорода для получения необходимых свойств алюминиевых сплавов // *Водородное материаловедение и химия гидридов металлов: Тез. докл.* - Крым: Украина, 2005. - С. 243-245.
3. *Афанасьев В. К., Попова М. В., Прудников А. М.* Водород – легирующий элемент алюминиевых сплавов // *Изв. вузов. Чер. металлургия*. - 2005. - № 6. - С. 36-40.
4. *Котлярский Ф. М., Борисов Г. П.* О двойственной роли водорода в процессах формирования отливок из алюминиевых сплавов // *50-лет в Академии наук Украины: ИЛП, ИПЛ, ФТИМС.* - Киев: Процессы литья, 2008. - С. 425-461.
5. *Афанасьев В. К., Попова М. В., Афанасьева И. Н.* Водород и свойства сплавов алюминия с кремнием. - Абакан: Хакаское изд-во, 1998. - 192 с.
6. *Никитин В. И.* Наследственность в литейных сплавах. - Самара: СГТУ, 1995. - 248 с.
7. *Попова М. В.* Легирование силуминов водородом, фосфором и фтором для получения сплавов с малым тепловым расширением // *Металлургия машиностроения*. - 2002. - № 6. - С. 30-32.
8. *Борисов Г. П.* О роли водорода в формировании структуры и свойств алюминиевых сплавов // *Там же*. - 2005. - № 5. - С. 11-20.
9. *Рибак В. М., Иванченко Д. В.* Вплив карбаміду на вміст водню, азоту та вуглецю в алюмінієвому сплаві АК7 // *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра*. - Київ: НТУУ «КПІ», 2008. - С.181-183.
10. *Рибак В. М., Чернега Д. Ф.* Вплив водню на структуру та властивості алюмінієвих сплавів // *Там же*. - Київ: НТУУ «КПІ», 2008. - С. 117-125.
11. *Антонова М. М.* Свойства гидридов металлов: Справочник. - Киев: Наук. думка, 1987. - 128 с.
12. *Кудь П. Д.* Использование стружки и повышение свойств поршневых алюминиевых сплавов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. - Киев, 1987. - 24 с.
13. *Чернега Д. Ф., Кудь П. Д., Сороченко В. Ф.* Внепечная обработка расплава АК12М2 // *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра*. - Київ: НТУУ «КПІ», 2008. - С. 103-109.
14. *Постников Н. С.* Высокогерметичные алюминиевые сплавы. - М.: Металлургия, 1972. - 160 с.
15. *Бондарев Б. Н., Напалков В. И., Тарарышкин В. И.* Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов. - М.: Металлургия, 1979. - 224 с.
16. *Алиева С. Г., Альтман М. Б., Амбарцумян С. М.* Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник. - М.: Металлургия, 1984. - 528 с.
17. *Добаткин В. И., Габидуллин Р. М., Колачев В. А.* Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах. - М.: Металлургия, 1976. - 262 с.

Поступила 24.04.2009

удк 669.18

В. Б. Охотский

Национальная металлургическая академия Украины, Днепропетровск

ЭМУЛЬГИРОВАНИЕ ШЛАКА В МЕТАЛЛ В СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПРОЦЕССАХ. ПРОДУВКА

Определены условия эмульгирования шлака в металл, размер капель шлака и скорость их всплывания при продувке конвертертной и мартеновской ванны.

Визначено умови емульгування шлаку в метал, розмір краплин шлаку та швидкість їх спливання при продуванні конвертертної та мартенівської ванни.

The conditions of slag emulsion into metal during blowing the converter and open-hearth baths, slag drops size and velocity of the is emergence are determined.

Ключевые слова: эмульгирование шлака, конвертерная и мартеновская ванны, донное (ДК), комбинированное (КК), верхнее (ВК) дутье.

Моделирование продувки конвертерной ванны с использованием двух несмешивающихся жидкостей, имитирующих металл и шлак, в свое время показало, что верхняя жидкость при определенных условиях может эмульгироваться в нижнюю тяжелую, что рассматривалось как вероятный источник загрязнения стали [1-3]. В 1980-1990 гг. в связи с растущими требованиями к качеству стали эти исследования были продолжены на современном уровне применительно к конвертерным процессам верхнего (ВК), донного (ДК) и комбинированного (КК) кислородного дутья, что позволило установить некоторые закономерности эмульгирования. При этом, если относительно эмульгирования при донном дутье все экспериментаторы считали это возможным, то при верхней продувке мнения разделились.

Анализ производственных режимов процессов ВК, ДК и КК [4] показывает, что при донной продувке размер первичного пузыря (первичной зоны взаимодействия (D_1)) сопоставим с глубиной ванны h_1 , что исключает ее пробой, но позволяет поддерживать некоторую окисленность шлака, а при верхнем — продувка идет в режиме глубокого проникновения, когда вынос брызг окислившегося металла из зоны взаимодействия минимизируется, что снижает потери железа в шлак и его окисленность. В то же время при моделировании процесса ДК h_1 было больше D_1 в несколько раз, что имитирует процесс барботажа газовых пузырей, подобный нейтральным газам, имеющий место при продувке стали в ковше, а при ВК продувка шла в режиме открытой лунки с разбрызгиванием жидкости.

Целесообразно проанализировать гидродинамические процессы в производственном режиме с использованием теории капиллярных [5] и волн ускорения [6].

При относительном движении со скоростью W_1 металла (1) и шлака (2), плотности ρ_1 и ρ_2 , динамической вязкости η_1 и η_2 с межфазовым натяжением σ_{12} на их границе возникают капиллярные волны длиной λ_σ , амплитуда которых α_σ растет во времени, и при достижении $\alpha \approx \lambda_\sigma$ от границы раздела отрываются капли размером λ_σ . Используя выражения для длины волны с минимальной продолжительностью такого роста и величины последней, [5] можно определить, что при выполнении условия

$$\eta_2 \leq \eta_1 (\rho_1 / \rho_2)^5 \quad (1)$$

капли шлака эмульгируются в металл, в противном случае — капли металла в шлак. При обычных физических свойствах металла и шлака эффективная динамическая вязкость последнего с учетом его тиксотропии [4] должна быть меньше (приблизительно 0,4 Па), чтобы условие (1) выполнялось, что отвечает большей части продувки основного конвертерного процесса и некоторой части кислого (например, бессемеровского) процесса.

В спектре длин капиллярных волн существует некоторая длина, для которой продолжительность движения волны по своей длине со скоростью $U_\sigma = [2\pi\sigma_{12} / (\rho_1 + \rho_2)\lambda_\sigma]^2$ больше, чем продолжительность роста ее амплитуды до величины $\alpha_\sigma \approx \lambda_\sigma$ по [5], в результате чего в металл эмульгируется капля шлака размером

$$D_2 = 2(\rho_1 / \rho_2)\sigma_{12} / (\rho_1 + \rho_2)\beta_\sigma\rho_1W_1^2, \quad (2)$$

где $\beta_\sigma = 0,3$ [5].

В исследовании работы [7] имитировали эмульгирование подачей струи воды в гексан при разных диаметрах сопла d_c и скорости W . На рис. 1 результаты моделирования (точки) сопоставлены с линиями 1 (рассчитана по формуле (2)) и 2 (средняя величина капель [5]) и дают удовлетворительное соответствие.

При конвертерной продувке в производственном режиме сверху и снизу из ванны выбрасываются всплески металла, развивающиеся в режиме волн ускорения, которые

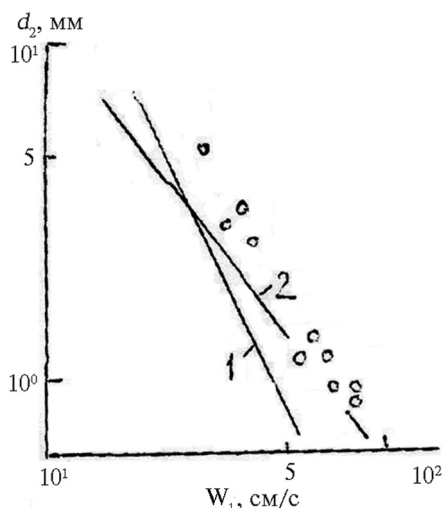


Рис. 1. Размеры капель эмульгированного шлака

проходят через слой шлака δ_2 со скоростью V_s и поднимаются на высоту h_s от нижней точки зоны взаимодействия.

При продувке сверху струя, истекая из сопла с динамическим напором $(\rho W^2)_{ex}$, при его высоте h над ванной ударяется о ее поверхность с напором $(\rho W^2)_h$ [4], в результате чего растет всплеск по закономерностям работы [6] за время формирования зоны взаимодействия глубиной L , откуда

$$h_s = \pi^{2/3} \beta_\alpha^{2/3} L n^{1/3} / C_D^{2/3} \cos^4 \theta, \quad (3)$$

где β_α – парусность волны ускорения; n – отношение давлений в скачке уплотнения; θ – угол наклона сопла к вертикали; $C_D = 1$, а скорость вылета всплеска составляет

$$V_s = [\pi^7 \beta_\alpha^4 l_h^6 (\rho W^2)_{ex}^3 / C_D \cos^2 \theta \rho_1^3 (h+L)^6 n]^{1/6}, \quad (4)$$

где l_h – длина начального участка струи.

Результаты расчета по выражениям (3)-(4) удовлетворительно соответствуют продувке сверху мартеновской ванны с фиксированием образующихся всплесков с помощью кино съемки [8].

При продувке снизу путем аналогичных рассуждений получим, что всплеск поднимется на высоту

$$h_s = \pi \beta_\alpha^{2/3} D_1 / C_D^{1/3} \cos^{2/3} \theta \quad (5)$$

со скоростью

$$V_s = \pi \beta_\alpha^{2/3} (\rho W^2)_{ex}^{1/2} / C_D^{1/3} \cos^{2/3} \theta \rho_1^{1/2}. \quad (6)$$

При продувке из ванны периодически выбрасывается объем металла $V_1 = i / k_m \rho_1 g$, где i – импульс струи; k_m – коэффициент присоединенной массы; g – гравитационное ускорение, которое в виде всплесков проходит через слой шлака δ_2 . При скорости движения всплеска V_s для эмульгирования шлака в металл кроме выполнения условия (1) необходимо, чтобы минимальная длина капиллярной волны, амплитуда которой способна расти во времени по [5], была меньше δ_2 , а продолжительность роста амплитуды до величины $\alpha_\sigma \approx \lambda_\sigma$, у волны, для которой эта продолжительность минимальна [5], была меньше продолжительности движения этой волны по δ_2 . После подстановок и преобразований эти условия примут вид

$$V_s \geq (2^7 \pi^3 \eta_2^2 \sigma_{12}^2 / \beta_\sigma^2 \rho_1^2 \rho_2 \delta_2^3)^{1/4}; \quad (7)$$

$$V_s \geq (2^{13} \rho_2 \eta_2 \sigma_{12}^2 / 3^3 \beta_\sigma^4 \rho_1^4 \delta_2^3)^{1/5}. \quad (8)$$

Расчеты по формулам (7)-(8) показывают, что при обычных величинах η_2 и δ_2 для конвертерных процессов и с продувкой мартеновской ванны кислородом (ВМ) эти величины V_s меньше фактических по (4) и (6) и эмульгирование шлака в металл всплеска возможно.

При периметре зоны, из которой выбрасывается всплеск, П объем шлака, эмульгированного в металл за цикл образования зоны (пузыря), составит

$V_2 = \Pi(\pi d_2^2 / 4) \tau_s / \tau_d$, где τ_s – продолжительность цикла; τ_d – продолжительность роста α_σ до величины λ_σ . После соответствующих подстановок и преобразований [4] найдем, что содержание шлаковых капель по массе в металле вспеска в долях от 1 D_2 составит при продувке сверху

$$D_2 = \frac{2^{1/2} \pi^{3/4} k m^{1/2} n^{2/3} \rho_2^{5/4} g^{1/2} \sigma_{12} L^{1/2} (h+L)^2}{\beta_\alpha^{2/3} \beta_\sigma^{1/2} C_D^{1/3} \cos^{2/3} \theta (\rho_1 + \rho_2)^{3/4} l_h^2 (\rho W^2)_{ex} i^{1/2}}, \quad (9)$$

а снизу –

$$D_2 = \frac{\pi^{5/2} k_m C_D^{1/3} \cos^{2/3} \theta \rho_2^{7/4} g \sigma_{12} D_1^2}{2 \beta_\alpha^{2/3} \beta_\sigma^{1/2} (\rho_1 + \rho_2)^{3/4} \ln (\rho W^2)_{ex} i}. \quad (10)$$

В табл. 1 сопоставлены содержание НВр и фактические в эксперименте НВф,

Таблица 1. Сопоставление НВр и НВф

Источник литературы	[9]	[10]	[11]	[10]	[12]	[13]	[14]
Процесс	Б	Б	ВК	ВК	ВМ	ВМ	ВЭ
Садка, т	20	24	10-130	30	250	300	12 и 40
НВр	293	290	42-370	105	690-1020	900-1190	1044-1778
НВф	500	205	40-200	85	20-60	100-270	950-1060

рассчитанные по (9) для верхней продувки и (10) – для донной.

По выражению (9) при постоянной интенсивности продувки J увеличение числа сопел с 4 до 6 для 250 т ВК увеличивает НВр с 44 до 55 ppm, то есть на 25 %. Для этой садки конвертеров ВК и ДК при одинаковой J и $n_c = 6$ и 17 НВр по (9) и (10) в конце продувки составит 210 и 184 ppm, что отвечает фактическому соотношению окисленности металла.

Расчетные средние размеры капель шлака, эмульгированного в металл, d_p в табл. 2 сопоставлены с фактическими.

В табл. 2 (как и в табл. 1) соответствие d_p и d_ϕ в конвертерном процессе лучше, чем в мартеновском, в котором благодаря независимому от продувки кипению ванны НВф < НВр.

Наблюдаемая разница рассчитанных и фактических величин содержания и размеров НВ связана также с механизмом рафинировки в продувочных процессах, когда в первичной зоне взаимодействия газовой струи с металлом образуются его капли, сгорающие в кислороде, а образующиеся оксиды железа во вторичной зоне окисляют элементы металла. Согласно работе [16], размер первичных капель следующий:

$$d_1 = [2^{11} \eta_1^2 \sigma_1 / \beta_\sigma^2 \rho_1 (0,02)^4 l_h^4 (\rho W^2)_{ex}^2]^{1/3}, \quad (11)$$

где σ_1 – поверхностное натяжение металла, а при окислении элементов, дающих в качестве продукта реакции конденсированную фазу, вторичных, то есть НВ –

$$d_2 = (\rho_1 M_o / n M_{Fe} \rho_o)^{1/3}, \quad (12)$$

где M_o , M_{Fe} – мольные массы оксида и железа; n – стехиометрический коэффициент при FeO; ρ_o – плотность образующегося оксида.

Таблица 2. Сопоставление размеров НВ

Источник литературы	[9]	[15]	[13]
Процесс	Б	ВК	ВМ
d_p , мкм	130	46	89
d_ϕ , мкм	100	15-50	10-48
d_2 , мкм	430	144	302

В первой трети продувки это преимущественно кремний и результаты расчета по выражениям (11)–(12) величины d_2 введены в табл. 2. Сопоставление d_2 и d_ϕ показывает, что НВ, образующиеся при рафинировке, значительно больше и, очевидно, быстрее удаляются.

Уравнение Стокса, которое чаще всего используется для определения скорости всплывания НВ, по-видимому, для размеров, приведенных в табл. 2, неприменимо. Если воспользоваться коэффициентом сопротивления по Шлихтингу $C_f = 18,5 / Re^{3/5}$, где Re – число Рейнольдса, то скорость свободного всплывания НВ будет

$$U = [2^{10} \Delta\rho^5 g^5 d^8 / 3^5 (18,5)^5 \rho_1^2 \eta_1^3]^{1/7}, \quad (13)$$

которое лучше описывает результаты экспериментов по всплыванию капле легкой жидкости в тяжелой для холодных жидкостей [17], рис. 2, а.

Результаты опытов по динамике НВ при раскислении металла в тигле массой 0,5 кг, приведенные в работах [18-19], индукционной печи массой 25 кг [20] и ковшах массой 3 т [21]

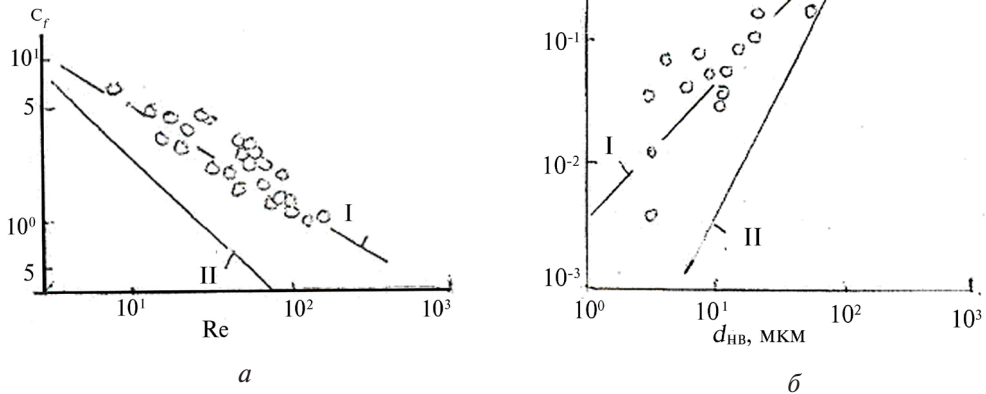


Рис. 2. Параметры всплывания диспергированной фазы в холодных жидкостях (а) и металле

и [22] были проанализированы в предположении, что при полном смешении удельная интенсивность удаления НВ составляет $i = u c \rho_1 / 100$, где c – их концентрация. За время dt будет удалена масса НВ $dm = i F_{dt}$, где F – поперечная площадь ванны, что вызовет изменение концентрации на величину $dc = -dm / 100 / M$, где M – масса металла. Интегрируя это уравнение в пределах $C = C_1$ при $\tau = \tau_1$ и $C = C_2$ при $\tau = \tau_2$ после преобразований, получим выражение для скорости всплывания НВ

$$U = \ln(C_1 / C_2) \bar{h} / (\tau_2 - \tau_1), \quad (14)$$

где \bar{h} – приведенная по F глубина ванны.

На рис. 2, б линии I и II, рассчитанные по выражению (13) и уравнению Стокса, сопоставлены с экспериментальными данными [18-22] (точки). Нетрудно заметить, что они ближе к линии 1, чем 2 (см. рис. 1), что позволяет использовать уравнение (13) для определения скорости всплывания НВ, а по уравнению (14), если известны размеры НВ, – динамики изменения их концентрации после раскисления стали.

Шлаковые включения, образовавшиеся в металле при продувке (d_2 в табл. 2), всплывут за 26 (Б), 72 (ВК) и 24 (ВМ) с, а эмульгированные (d_p в табл. 2) – за 5 мин ожидания анализа останутся в металле при размере, меньшем 52, 41 и 48 мкм соответственно, что близко к фактически определенным d_ϕ (табл. 2).

Переход от уравнения Стокса к (13) происходит при размере НВ

$$d \geq [2^{17} 3^9 \eta_1^4 / (18,5)^5 \rho_1^2 \Delta \rho^2 g^2]^{1/6}, \quad (15)$$

а от (13) к уравнению волновой гидродинамики [4]

$$U = [\rho_1 + \rho_2] / \rho_2 [gd(\rho_1 - \rho_2) / 2(\rho_1 + \rho_2) + 2\sigma_{12} / (\rho_1 + \rho_2)d]^{1/2} \quad (16)$$

при условиях, которые могут быть рассчитаны численно, когда U по (13) больше, чем по (16). В диапазоне чисел Лапласа $L_p \equiv \rho_1 d \sigma_{12} / \eta_{12} \approx 10^4 - 10^6$ число Бенда для капли, согласно таким расчетам, равно

$$Bo \equiv \Delta \rho g d^2 / \sigma_{12} \approx 33 / L_p^{0,342}. \quad (17)$$

Известно, что при седиментации множества диспергированных в жидкости частиц с увеличением их объемной доли φ скорость движения множества U_n замедляется по сравнению с одиночной U_o . С использованием результатов эксперимента [23] найдено, что

$$U_n / U_o = \exp(-6,2\varphi) \quad (18)$$

при $\varphi < 0,4$.

Выводы

Составлена модель эмульгирования шлака в металл при продувке конвертерной и мартеновской ванны и определена их динамика.



Список литературы

1. *Mc Caffery R. S.* // Trans. AIME. - 1931. - V. 61. - P. 351-386.
2. *Каменский В. В., Нетесин А. Е., Кульберг А. И., Венгринович М. Е.* // Сталь. - 1934. - № 8. - С. 61-69.
3. *Баптизманский В. И.* Механизм и кинетика процессов в конвертерной ванне. - М.: Металлургиздат, 1961. - 283 с.
4. *Охотский В. Б.* Модели металлургических систем. - Днепропетровск: Системные технологии, 2006. - 287 с.
5. *Mayer E.* // ARS J. - 1961. - V. 31. - P. 1783-1785.
6. *Adelberg M.* // AIAA J. - 1967. - V. 5, № 8. - P. 1408-1415.
7. *Wei T., Octers F.* // St. Res. - 1992. - V. 63, № 2. - P. 60-68.
8. *Охотский В. Б., Чернятевич А. Г., Просвирун К. С.* // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 1973. - № 11. - С. 18-20.
9. *Баптизманский В. И.* // Физико-химические основы производства стали. - М.: Изд-во АН СССР, 1957. - С. 28-41.
10. *Баптизманский В. И., Бахман Н., Дмитриев Ю. В.* // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 1971. - № 8. - С. 71-74.
11. *Афанасьев С. Г., Маринин А. В.* // Сталь. - 1965. - № 9. - С. 507-509.
12. *Рабинович А. Г.* // Там же. - 1971. - № 8. - С. 711-713.
13. *Лацев В. Я., Дворянинов В. А., Меджибожский М. Я.* // Там же. - 1970. - № 1. - С. 20-25.
14. *Строганов А. И., Поволоцкий Д. Я.* // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 1970. - № 1. - С. 61-65.
15. *Баптизманский В. И., Бахман Н., Дмитриев Ю. В.* // Там же. - 1971. - № 12. - С. 47-50.

16. Охотский В.Б. // Изв. РАН. Металлы. - 1993. - № 2. - С. 12-20.
17. Смирнов Н. И., Рубан В. Л. // ЖПХ. - 1949. - № 1. - С. 1211-1214; 1951. - № 1. - С. 47-55.
18. Turkdogan E. T. // ISI. - 1972. - V. 210. - P. 21-36.
19. Линдер С. // Инжекционная металлургия. - М.: Металлургия, 1981. - С. 28-42.
20. Дорохов В. И. // Изв. АН СССР. Металлы. - 1967. - № 6. - С. 10 -20.
21. Plockinger E., Wahlster M. // Stahl u Eisen. - 1960. - № 10. - S. 659-669.
22. Plockinger E. // Stahl u Eisen. - 1956. - № 12. - S. 739-742.
23. Steinhour H. H. // Ind. Eng. Chem. - 1944. - V. 36, № 7. - P. 618-624.

Поступила 06.05.2009

УДК 669.11/15:546.56:546.72//62-9

В. В. Христенко, М. А. Руденко, Б. А. Кириевский

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

УТОЧНЕНИЕ СТРОЕНИЯ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Fe МЕТОДОМ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

По экспериментальным данным о равновесных составах фаз рассчитаны термодинамические параметры фаз системы Cu-Fe. Установлено, что указанную систему можно считать системой монотектического типа, однако монотектический участок линии ликвидуса вырождается в точку, а сами расплавы следует считать условно гомогенными.

На основі експериментальних даних щодо рівноважних складів фаз розраховані термодинамічні параметри фаз системи Cu-Fe. Встановлено, що цю систему можна вважати системою монотектичного типу, проте монотектична ділянка лінії ліквідуса вироджується в точку, самі ж розплави слід вважати умовно гомогенними.

On experimental data about equilibrium compositions of phases the thermodynamic parameters of Cu-Fe system phases are calculated. It is established that the possible to consider this system as a monotectical type system; the monotectical segment of liquidus curve however degenerates in point. It is necessary to consider melts of this system as conditionally homogeneous.

Ключевые слова: расплав, термодинамические параметры, медь, железо, диаграмма состояния, термодинамическая модель.

В последнее время проявляется значительный интерес к разработкам новых сплавов на основе меди, способных сохранять высокие показатели механических свойств (например, твердости) в сочетании с удовлетворительными специальными свойствами (например, тепло- и электропроводности) при повышенных температурах. Температурный предел сохранения свойств существующих дисперсионнотвердеющих сплавов на медной основе не превышает 60 % температуры плавления основы. В то же время верхний предел рабочих температур сплавов на базе металлических систем монотектического типа может достигать 90 % от температуры плавления основы.

Разработан ряд новых сплавов системы Cu-(Fe-Cr-C), в которых включения упрочняющей дисперсной фазы формируются непосредственно в расплаве [1]. Основой упрочняющей фазы (включений (Fe-Cr-C)) этих сплавов является железо. Поэтому осознанное усовершенствование указанных материалов практически невозможно без анализа термодинамических свойств фаз системы Cu-Fe. Термодинамические свойства системы Cu-Fe исследовались в работе [2]. Однако, чтобы сделать однозначный вывод о возможности двухфазного состояния расплавов этой системы имеющих данных недо-