真空下における溶鉄からのマンガ 銅 お よ び 錫 の 蒸 発*

本間 正雄** 大野 稔一** 石田 恒雄**

Masao Homma, Reiichi Ohno and Tsuneo Ishida: Evaporation of Manganese, Copper and Tin from Molten Iron under Vacuum. In order to study the evaporation of manganese, copper and tin from molten iron, Fe-Mn, Fe-C-Mn, Fe-Cu and Fe-Sn alloys were melted at 1600°C under vacuum for 5, 10, 15 and 20 minutes by using a high frequency induction furnace. For the initial 10 or 15 minutes, the rates of loss of the alloying elements followed the first-order kinetics, and the following specific evaporation constants were obtained:

$K_{Mn}^S(Fe-Mn) = 9.2 \times 10^{-3} \sim 1.2 \times 10^{-2} \text{ cm} \cdot \text{sec}^{-1}$, $K_{Mn}^S(Fe-C-Mn) = 8.8 \times 10^{-3} \sim 1.1 \times 10^{-2} \text{ cm} \cdot \text{sec}^{-1}$, $K_{Cu}^S = 3.4 \times 10^{-3} \sim 5.8 \times 10^{-3} \text{ cm} \cdot \text{sec}^{-1}$ and $K_{Sn}^S = 1.2 \times 10^{-3} \sim 1.6 \times 10^{-3} \text{ cm} \cdot \text{sec}^{-1}$.

From these values, the ratios C^S/C^m of surface concentrations to the bulk concentrations were calculated for manganese, copper and tin according to the equations derived by Ward. The values of C^S/C^m are as follows:

$C^S/C^m(Fe-Mn) = 0.11 \sim 0.14$, $C^S/C^m(Fe-Cu) = 0.25 \sim 0.49$ and $C^S/C^m(Fe-Sn) = 0.74 \sim 0.96$.

The evaporation coefficient α and the distribution coefficient k which were derived by Olette and Fischer, respectively, were obtained experimentally, and also theoretically calculated according to their equations. In the case of Fe-Mn and Fe-Cu alloys, the theoretical value of α is greater than the experimental one. Generally in the melting for 5 minutes, the theoretical value of k is smaller than the experimental one. When the ratio C^S/C^m is introduced into the coefficients α and k , the calculated values of the evaporation coefficient and the distribution coefficient are close to the experimental values.

(Received October 26, 1965)

I. 緒 言

真空下における溶鉄からの合金元素の蒸発に関する Olette⁽¹⁾ ならびに Fischer und Derenbach⁽²⁾ によつて導かれた式はいずれも真空溶解の過程において合金元素が、溶鉄表面に移動する速度がその蒸発速度に比較して非常に大きく、したがつて溶鉄中の合金元素の濃度が常に均一であると仮定している。しかし Ward⁽³⁾ は蒸気圧の高いマンガ
ンと銅の場合、溶鉄表面と内部の間に濃度差が存在することを指摘した。それで著者らはこの濃度差を Olette⁽¹⁾ ならびに Fischer und Derenbach⁽²⁾ によつて導かれた式に導入し実測値と比較検討した。

II. 実 験 方 法

Fe-Mn, Fe-Cu, Fe-Sn 母合金それぞれ 1 kg を真空溶解

** 東北大学 金属材料研究所 (The Research Institute for Iron Steel and Other Metals, Tohoku University, Sendai)

* 1965 年 10 月本会福岡大会に発表

- (1) M. Olette: *International Symposium on the Physical Chemistry of Process Metallurgy, Preprint* (1959).
- (2) W. A. Fischer und M. Derenbach: *Arch. Eisenhütt.*, **35** (1964), 307.
- (3) R. G. Ward: *J. Iron Steel Inst.*, **201** (1963), 11.

炉を使用して電解鉄、電解マンガ
ン、電解銅ならびに試薬特級錫から合成した。その際 Fe-C 合金を添加して脱酸を行なつた。Fe-Mn 母合金はるつぼ中で凝固させ、他の母合金はすべて 30 mmφ 金型に鑄造した。凝固した母合金の上下の部分について合金元素の分析を行ない、濃度の均一性をたしかめた。母合金中の炭素濃度は 10⁻² wt% のオーダにある。また Fe-C-Mn 母合金を大気中で合成し 10 mmφ 金型に鑄造した。

これらの母合金 150 g を市販アルミなるるつぼ (CP-2) 中で高周波真空溶解炉 (VIF-II) を使用し最初アルゴン 1 気圧下で加熱しつぎに真空に排気し 1600°C ± 20°C に 5 min ないし 20 min 保持し、再びアルゴン 1 気圧にしそのまゝるつぼ中で冷却するかあるいは 10 mmφ 金型に鑄造し分析試料とした。Fig. 1 と Table 4 に示す Fe-Mn に関する実験はすべて金型に鑄造して行なつた。その他の場合はすべてるつぼ中で凝固した。鑄造しない場合は溶解前後の重量を測定した。真空溶解中溶鉄表面に膜はほとんど存在しなかつた。使用したるつぼ (CP-2) の寸法は内径 38 mm, 外径 49 mm, 高さ 120 mm である。高周波真空溶解炉 (VIF-II) は前報⁽⁴⁾ に述べた装置で、油回転ポンプの排気速度は 450 L/min, 油拡散ポンプの排気速度は 200 L/sec である。

(4) 本間、大野：本誌，**29** (1965)，73.

高周波電流の周波数は 450 KC である。溶解中の真空度は $10^{-2} \sim 10^{-3}$ mmHg の範囲にある。測温は光高温計で行な

濃度を重量パーセント, Fig. 2, 3, 4 はモル分率で示す。図からわかるように Fe-Mn と Fe-C-Mn 合金の場合は 10

Fig. 1 Plot of $\log \% \text{Mn}$ versus time of vacuum melting at 1600°C in Fe-Mn and Fe-C-Mn alloys. Carbon content of Fe-C-Mn alloys 6501-11 and 6501-12 is 4.85 and 4.69% respectively.

つた。マンガンと銅の分析は JIS により、錫はアンチモン還元ヨード法により行なわれた。

III. 結 果

1. 蒸発恒数の測定

Schenck und Domalski⁽⁵⁾ は鉄合金からのマンガン、銅、錫の蒸発、Ward⁽³⁾ はマンガン、銅、クロムの蒸発が一次反応にしたがうことを報告している。この場合溶鉄における合金元素 B の濃度の減少速度は次式であたえられる。

$$-\frac{dN_B}{dt} = K_N^E \cdot N_B \quad (1)$$

したがって

$$\log N_B^0 - \log N_B = \frac{1}{2.3} \cdot K_N^E \cdot t \quad (2)$$

あるいは

$$-\frac{d[\%B]}{dt} = K_P^E \cdot [\%B] \quad (3)$$

したがって

$$\log [\%B]_0 - \log [\%B] = \frac{1}{2.3} \cdot K_P^E \cdot t \quad (4)$$

ここに K_N^E , K_P^E は蒸発恒数, N_B , $[\%B]$ はそれぞれ合金 (Fe-B) における合金元素 B のモル分率, 重量パーセント, N_B^0 , $[\%B]_0$ はその最初の濃度, t は時刻 (sec) である。

合金元素の濃度と真空溶解時間の関係を Fig. 1, Fig. 2, 3, 4 ならびに Table 1, 2, 3 に示す。Fig. 1 は合金元素の

Fig. 2 Plot of $\log N_{\text{Mn}}$ versus time of vacuum melting at 1600°C in Fe-Mn alloys.

Fig. 3 Plot of $\log N_{\text{Cu}}$ versus time of vacuum melting at 1600°C in Fe-Cu alloys.

Fig. 4 Plot of $\log N_{\text{Sn}}$ versus time of vacuum melting at 1600°C in Fe-Sn alloys.

(5) H. Schenck und H. Domalski; Arch. Eisenhütt., 32 (1961), 753.

min まで、Fe-Cu, Fe-Sn 合金の場合は 15 min ないし 20 min まで直線関係を示し一次反応にしたがう。この直線関

係から (2) (4) 式にしたがつて求めた 蒸発恒数を **Table 4, 5** に示す。表中の specific evaporation constant K_N^S と K_P^S は つぎの関係であたえられる。

$$K_N^S = K_N^E \cdot \frac{V}{A} \quad (5)$$

$$K_P^S = K_P^E \cdot \frac{V}{A} \quad (6)$$

ここに V は溶鉄の体積, A は表面積である。Fe-Mn, Fe-C-Mn 合金の場合最大で, Fe-Cu, Fe-Sn 合金の順に減少する。マンガンの蒸発に対する炭素の影響は指摘出来ない。Fe-Mn 合金の場合, 金型に 鋳造した場合は つば中で凝固した場合に比較して低値を示す。これは 鋳造の際の つばの壁に蒸着したマンガンが再び溶解することに原因すると考えられる。したがって後者, すなわち 鋳造しない場合が

真の値に近いと考えられる。

2. 蒸発係数の測定ならびに計算

Olette⁽¹⁾ は鉄合金 Fe-B の真空下における蒸発に関する次式を溶解中合金元素 B の濃度が常に均一であると仮定して Hertz-Langmuir-Knudsen の式から導いた。

$$\frac{y}{b} = 1 - \left(1 - \frac{x}{a}\right)^{\alpha_B} \quad (7)$$

$$\alpha_B = \frac{\gamma_B}{\gamma_{Fe}} \cdot \frac{P_B^0}{P_{Fe}^0} \cdot \sqrt{\frac{M_{Fe}}{M_B}} \quad (8)$$

ここに α_B は蒸発係数, b と a はそれぞれ合金中の時刻 $t=0$ における B と Fe の量, y と x はそれぞれ時間 t における B と Fe の蒸発量である。また γ_B , γ_{Fe} はそれぞれ合金中の B, Fe の活量係数 (Raoultian activity coefficient), P_B^0 ,

Table 1 Evaporation and distribution coefficients in Fe-Mn alloys.

Mother alloy	Melt No.	6502-1			6502-2			6412-14		
	%Mn	1.05			1.74			2.89		
t (min)		5	10	15	5	10	15	5	10	15
%Mn		0.22	0.046	0.013	0.37	0.083	0.035	0.40	0.053	0.013
l_0 (g)		149.6	151.0	150.6	150.1	149.6	149.6	150.4	150.2	150.3
l (g)		146.5	144.6	142.1	146.1	143.3	142.6	144.2	141.1	137.3
α_{Mn} (exp.)		115	99	91	113	122	119	233	115	79
α_{Mn} (theo.)		1095								
λ_{Mn}		124			115			150		
k_{Mn} (exp.)		0.013	0.014	0.013	0.016	0.013	0.012	0.021	0.015	0.017
k_{Mn} (theo.)		0.0074	0.0066	0.0064	0.012	0.010	0.010	0.017	0.015	0.015
ω_{Mn}		0.015	0.014	0.014	0.019	0.019	0.018	0.023	0.021	0.021

Table 2 Evaporation and distribution coefficients in Fe-Cu alloys.

Mother alloy	Melt No.	6503-12				6503-11			
	% Cu	1.04				1.74			
t (min)		5	10	15	20	5	10	15	20
% Cu		0.42	0.27	0.078	0.054	0.81	0.23	0.11	0.073
l_0 (g)		151.1	152.8	151.2	150.8	148.5	152.4	149.1	149.5
l (g)		147.5	148.4	144.3	141.1	145.3	143.7	142.7	139.8
α_{Cu} (exp.)		51	60	73	53	68	47	101	65
α_{Cu} (theo.)		143							
λ_{Cu}		67				70			
k_{Cu} (exp.)		0.025	0.020	0.018	0.022	0.029	0.028	0.016	0.021
k_{Cu} (theo.)		0.016	0.015	0.014	0.014	0.022	0.019	0.019	0.018
ω_{Cu}		0.022	0.021	0.021	0.020	0.028	0.025	0.024	0.024

Table 2 continued.

Mother alloy	Melt No.	6503-16				6503-28			
	% Cu	2.65				4.57			
t (min)		5	10	15	20	5	10	15	20
Cu %		1.26	0.71	0.44	0.30	2.48	1.82	0.87	0.51
l_0 (g)		151.3	150.8	150.4	149.8	149.0	150.7	151.0	149.6
l (g)		147.1	144.8	143.1	142.1	144.5	144.8	142.6	139.6
α_{Cu} (exp.)		55	59	67	73	70	70	32	83
α_{Cu} (theo.)		143							
λ_{Cu}		44				36			
k_{Cu} (exp.)		0.036	0.034	0.026	0.026	0.047	0.041	0.059	0.031
k_{Cu} (theo.)		0.028	0.025	0.024	0.023	0.043	0.040	0.035	0.034
ω_{Cu}		0.039	0.036	0.035	0.034	0.058	0.056	0.051	0.049

Table 3 Evaporation and distribution coefficients in Fe-Sn alloys.

Mother alloy	Melt No.	6503-15				6503-14				6504-1			
	% Sn	0.98				1.84				3.13			
t (min)		5	10	15	20	5	10	15	20	5	10	15	20
% Sn		0.77	0.65	0.43	0.45	1.57	1.14	1.06	0.88	2.24	1.98	1.54	1.70
l_0 (g)		151.5	150.7	151.8	151.1	150.3	150.1	148.1	148.5	150.1	150.1	150.0	149.8
l (g)		149.4	147.3	146.7	146.0	147.7	146.3	143.0	142.4	144.7	145.5	144.1	144.3
α_{Sn} (exp.)		19	24	31	27	23	28	22	24	13	23	33	28
α_{Sn} (theo.)		20											
λ_{Sn}		19				15				18			
k_{Sn} (exp.)		0.055	0.053	0.040	0.043	0.092	0.050	0.059	0.053	0.099	0.066	0.052	0.057
k_{Sn} (theo.)		0.058	0.057	0.057	0.057	0.066	0.064	0.064	0.063	0.076	0.074	0.072	0.073
ω_{Sn}		0.061	0.060	0.059	0.059	0.084	0.082	0.082	0.081	0.081	0.080	0.077	0.078

P_{Fe}^0 はそれぞれ純粋状態における B と Fe の蒸気圧, M_B , M_{Fe} はそれぞれ B と Fe の原子量である. (7) 式により α_B を実測出来, また (8) 式により理論的に計算出来る. これらの値を溶解前後の重量 l_0 , l とともに Table 1, 2, 3 に示す. 使用したデータは Table 6 に示す. α_B (exp.) は実測値, α_B (theo.) は (8) 式による計算値である. Fe-Mn, Fe-Cu 合金の場合 α_B (theo.) は α_B (exp.) よりかなり高い.

3. 分配係数 (Verteilungskoeffizient) の測定ならびに計算

Fischer⁽⁹⁾ は鉄合金 Fe-B の真空中における蒸発に関する次式を報告した.

$$\log \frac{y}{y_0} = \left(\frac{1}{k_B} - 1 \right) \log \frac{l}{l_0} \quad (9)$$

ここに y_0 , y はそれぞれ時刻 $t=0$ と t における B の濃度

(wt%), l_0 , l はそれぞれ時刻 $t=0$ と t における合金の重量であり, k_B は分配係数でつぎの関係であたえられる.

$$k_B = \frac{y}{z} \quad (10)$$

ここに y , z はそれぞれ液相と気相における B の濃度 (wt %) である. (9) 式は k_B が濃度に無関係に一定であり, 溶解中合金における B の濃度が均一であるという仮定のもとに導かれた. (9) 式により k_B を実験から求めることが出来る.

後に Fischer und Derenbach⁽²⁾ は分配係数を Hertz-Langmuir-Knudsen の式から理論的につぎのように導いた.

$$k_B' = \frac{N_B}{N_B^D} = C_B \cdot (1 - N_B) + N_B \quad (11)$$

ここに N_B は合金中の B のモル分率, N_B^D は気相の B のモ

ル分率, C_B はつぎのようにあたえられ, 蒸発係数 α_B の逆数に相当する。

いて比較するのが妥当と考えられる。この場合 k_B (theo.) は一般に k_B (exp.) より小さい。

Table 4 Evaporation constant and CS/C^m in Fe-Mn and Fe-C-Mn alloys.

Alloy	Melt No. of Mother Alloy	K_P^E (sec ⁻¹)	K_P^S (cm·sec ⁻¹)	CS/C^m
Fe-Mn	6411-15	4.4×10^{-3}	8.1×10^{-3}	0.09
	6411- 1	4.2×10^{-3}	7.8×10^{-3}	0.09
	6409- 2	4.6×10^{-3}	8.5×10^{-3}	0.10
	6411- 2	5.0×10^{-3}	9.2×10^{-3}	0.11
Fe-C-Mn	6501-11	5.8×10^{-3}	1.1×10^{-2}	0.12
	6501-12	4.8×10^{-3}	8.8×10^{-3}	0.10

Table 5 Evaporation constant and CS/C^m in Fe-Mn, and Fe-Cu and Fe-Sn alloys.

Alloy	Melt No. of Mother Alloy	K_N^E (sec ⁻¹)	K_N^S (cm·sec ⁻¹)	CS/C^m
Fe-Mn	6502-1	5.4×10^{-3}	9.9×10^{-3}	0.11
	6502-2	5.0×10^{-3}	9.2×10^{-3}	0.11
	6412-14	6.5×10^{-3}	1.2×10^{-2}	0.14
Fe-Cu	6503-12	3.0×10^{-3}	5.6×10^{-3}	0.47
	6503-11	3.1×10^{-3}	5.8×10^{-3}	0.49
	6503-16	2.2×10^{-3}	4.1×10^{-3}	0.31
	6503-28	1.8×10^{-3}	3.4×10^{-3}	0.25
Fe-Sn	6503-15	8.4×10^{-4}	1.6×10^{-3}	0.96
	6503-1A	6.5×10^{-4}	1.2×10^{-3}	0.74
	6504- 1	8.0×10^{-4}	1.5×10^{-3}	0.91

Table 6 Thermodynamic data at 1600°C.

Alloying element	γ_B^0	P_B^0 (atm) ⁽⁸⁾	C_B ($\gamma_B = \gamma_B^0$) ⁽²⁾
Mn	1.3 ⁽⁶⁾	6.4×10^{-2}	0.0011
Cu	10.1 ⁽⁶⁾	1.15×10^{-3}	0.00842
Sn	1.93 ⁽⁷⁾	1.15×10^{-3}	0.050

$$P_{Fe}^0 = 7.60 \times 10^{-5} \text{ atm}^{(8)}$$

$$C_B = \frac{\gamma_{Fe} \cdot P_{Fe}^0}{\gamma_B \cdot P_B^0} \sqrt{\frac{M_B}{M_{Fe}}} \quad (12)$$

k_B' は k_B とつぎの関係にある。

$$k_B = k_B' \frac{55.9 \left(1 - \frac{N_B}{k_B'}\right) + M_B \cdot \frac{N_B}{k_B'}}{55.9 (1 - N_B) + M_B \cdot N_B} \quad (13)$$

したがって k_B を (11), (12), (13) 式によつて計算により求めることができる。

Table 1, 2, 3 に k_B (exp.) と k_B (theo.) を示す。使用したデータは Table 6 に示す。Fischer und Derenbach ⁽²⁾ も述べているように (9), (11) 式から得られる k_B の値は濃度変化が非常に少ない場合真の分配係数に近い値であると考えられる。したがって最短時間すなわち 5 min 溶解の場合につ

(6) J.F.Elliott, M.Gleiser and V.Ramakrishna: *Thermochimistry for Steelmaking* (1963), Vol 2, Addison Wesley Publishing Co. Inc.

(7) H.Schenck und W.Spieker: Arch. Eisenhütt., **30** (1959), 641.

(8) R.Hultgren, R.L.Orr, P.D.Anderson and K.K. Kelley: *Selected Values of Thermodynamic Properties of Metals and Alloys* (1963), John Wiley and Sons, Inc.

(9) W.A.Fischer: Arch. Eisenhütt., **31** (1960), 1.

IV. 考 察

Ward ⁽³⁾ はつぎの関係を導き Fe-Mn, Fe-Cu などの場合溶鉄表面と内部に合金元素の濃度差が存在することを報告した。溶鉄表面に拡散によつて移動してくる合金元素の量は

$$\phi = k_1 (C^m - CS) \text{ g} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1} \quad (14)$$

ここに C^m , CS はそれぞれ溶鉄の内部, 表面における合金元素の濃度である。

溶鉄表面から蒸発する合金元素の量は Hertz-Langmuir-Knudsen の式により

$$\phi = k_2 \cdot CS \text{ g} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1} \quad (15)$$

真空溶解の過程において (14) 式と (15) 式を等しくおくと

$$\phi = k_1 (C^m - CS) = k_2 \cdot CS \quad (16)$$

したがって

$$\frac{CS}{C^m} = \frac{k_1}{k_1 + k_2} \quad (17)$$

また

$$\phi = k_2 CS = \frac{k_1 \cdot k_2}{k_1 + k_2} \cdot C^m \quad (18)$$

一次反応にしたがう場合つぎの関係が成立する。

$$\phi = k \cdot C^m \quad (19)$$

したがって

$$k = \frac{k_1 \cdot k_2}{k_1 + k_2} \quad (20)$$

また

$$\frac{CS}{C^m} = \frac{k}{k_2} = \frac{K^E}{K_2} \quad (21)$$

ここに K^E は (1) 式あるいは (3) 式の蒸発恒数, K_2 はつぎの関係を有する。

$$-\frac{dN_B}{dt} = K_2 \cdot N_B^S$$

$$= \alpha \frac{A}{\rho V} \cdot \frac{M_{Fe}}{M_B} \cdot \sqrt{\frac{M_B}{2\pi RT}} \cdot P_B^0 \gamma_B \cdot N_B^S \quad (22)$$

あるいは

$$-\frac{d[\%B]}{dt} = K_2 \cdot [\%B]^S$$

$$= \alpha \cdot \frac{100A}{\rho V} \sqrt{\frac{M_B}{2\pi RT}} \cdot k_B [\%B]^S \quad (23)$$

ここに α は凝縮係数で $\alpha=1$ におかれる⁽⁹⁾。また A は溶鉄の表面積、 ρ は溶鉄の密度、 V はその体積、 k_B は Henry の法則の比例常数、 N_B^S 、 $[\%B]^S$ はそれぞれ溶鉄中の合金元素 B のモル分率、重量パーセントである。

K_2 は理論的に求められるから、したがって蒸発恒数 K^E より CS/C^m を求めることが出来る。この値を Table 4, 5 に示す*。使用したデータは Table 6 に示す。Fe-Mn 合金の場合最低で Fe-Cu, Fe-Sn の順に増加する。Fe-Sn の場合は 1 に近い。Fe-Mn 合金の場合著者らの結果は Ward⁽³⁾ ならびに伊藤、佐野⁽¹⁰⁾ と比較して小さい。

前述のように蒸発係数に関する Olette の式 (8) ならびに分配係数に関する Fischer und Derenbach の式 (11) は溶解中合金元素 B の濃度が常に均一であるという仮定のもとに導かれている。したがって合金元素 B に関して溶鉄表面と内部に濃度差が存在する場合は蒸発係数と分配係数はそれぞれ次式であたえられるべきである。

$$\lambda_B = \frac{\gamma_B}{\gamma_{Fe}} \cdot \frac{P_B^0}{P_{Fe}^0} \cdot \sqrt{\frac{M_{Fe}}{M_B}} \cdot \frac{CS}{C^m} \quad (24)$$

* Fe-Cu における K_N^E 、 K_N^S 、 CS/C^m の値は銅の濃度が高くなるにしたがって低下する。この原因の一つとして γ_{Cu} が銅濃度の増加にしたがって減少することが考えられる。 K_2 の計算には γ_{Cu} を一定にとった。

(10) 伊藤、佐野：鉄と鋼，50 (1964)，1161。

$$\omega_B' = C_B (1 - N_B) \frac{C^m}{CS} + N_B \quad (25)$$

ここに

$$C_B \cdot \frac{C^m}{CS} = \frac{1}{K^E} \cdot \frac{A}{\rho V} \cdot \gamma_{Fe} \cdot P_{Fe}^0 \sqrt{\frac{M_{Fe}}{2\pi RT}} \quad (26)$$

(13) 式の関係によつて ω_B' から k_B に対応する ω_B を求めることが出来る。Table 1, 2, 3 に上式にしたがって計算した λ_B 、 ω_B の値を示す。 λ_B は α_B (exp.) に近く、また ω_B は最短時間溶解の場合、すなわち 5 min 間溶解の場合一般に k_B (exp) に近い。

V. 総 括

(1) Fe-Mn, Fe-Cu, Fe-Sn 合金からの合金元素の蒸発速度は 10 min ないし 20 min まで一次反応式にしたがひ、蒸発恒数は Fe-Mn, Fe-C-Mn の場合最大で Fe-Cu, Fe-Sn の順に低下する。

(2) 溶鉄表面と内部における合金元素 B の濃度比 CS/C^m は Fe-Mn の場合最低で Fe-Cu, Fe-Sn の順に増加する。Fe-Sn の場合 1 に近い。

(3) Olette の式にしたがって理論的ならびに実験的に求めた蒸発係数を比較すると Fe-Mn, Fe-Cu 合金の場合、理論値は実測値よりかなり大きい。Olette の式に CS/C^m を導入して計算した蒸発係数の値は実測値に近い。

(4) 短時間溶解すなわち 5 min 真空溶解の場合、Fischer らの理論式より求めた分配係数の値は Fischer の式にしたがって実験的に求めた分配係数の値より一般に小さい。Fischer らの理論式に CS/C^m を導入して計算した分配係数の値は実測値に近い。

最後に真空溶解を遂行された東北大学金属材料研究所鎌田良二氏ならびに吉井 勇氏に厚く感謝いたします。