

論 文

UDC 621.365.3 : 66.045

エレクトロスラグ融解法の伝熱挙動におよぼす スラグの成分組成の影響*

草道龍彦**・石井照朗**・尾上俊雄**・成田貴一***

Effect of Composition of Slag on Heat Transfer Characteristics in Electroslag Remelting Process

Tatsuhiko KUSAMICHI, Teruo ISHII, Toshio ONOYE, and Kiichi NARITA

Synopsis:

Temperature distribution in slag bath and heat transfer rate to cooling water at various interfaces were investigated on 80 mm ϕ ESR furnace. Effective thermal conductivity of slag crust was also measured. CaO-Al₂O₃-CaF₂ slags were used in these experiments. Effects of heat transfer characteristics on melting rate and the shape of metal bath are discussed.

The results obtained are as follows:

- (1) Overall heat transfer coefficient of the interface region between slag bath and cooling water in ESR and effective thermal conductivity of CaO-Al₂O₃ are 0.014 cal/cm²·s·deg and 2.2×10^{-3} cal/cm·s·deg, respectively, and they both increase with the increase in CaF₂ content.
- (2) In case of oxide-base slag, temperature in slag bath gradually decreases in radial directions, but in fluoride-base one, it doesn't change so much to the vicinity of slag crust.
- (3) The temperature gradient in slag crust of CaO-Al₂O₃ slag is very steep. However, it becomes gentle and the temperature gap at the slag crust-mold wall interface increases with the increase in CaF₂ content.
- (4) The shape of metal bath differs according to slag composition. Its depth depends on the temperature of slag bath. On the other hand, the height of the cylindrical part of metal bath is related to the heat transfer rate across the slag bath-metal bath interface.

1. 緒 言

エレクトロスラグ融解 (ESR) 法においては、金属電極をスラグ浴の電気的抵抗熱によつて融解し、溶融メタル滴としてスラグ浴中を落下させメタル浴をつくるとともに、いつばうでは、水冷鑄型によつて連続的に冷却して逐次凝固させる。したがつて適正な融解を行い、健全な凝固組織を有する鑄塊をつくるためには、スラグ浴における発熱および伝熱挙動を知ることがきわめて重要である。

スラグ浴における発熱現象を知る一つ的手段としてスラグ浴の温度分布^{1)~3)}や電位分布¹⁾²⁾が測定されており、またスラグの流動現象については電磁気力に基づく解析^{4)~6)}が行われており、スラグ浴の動きはかなり激し

く、その温度は比較的均一であるといわれている。スラグ浴の電気的抵抗熱の一部は電極の融解に消費され、一部はスラグ浴表面からの伝熱および鑄塊や鑄型を通しての伝熱によつて失われる。MITCHELL ら⁷⁾は鑄型壁の温度分布の測定をもとにスラグ浴からの伝熱量を求め、また PATON ら⁸⁾は種々の鑄型および融解方式についての熱収支を示している。これらによると、スラグ浴で発生した熱のうち電極の融解に用いられる熱を含めて 30~40% がメタル浴に、また 40~60% が直接鑄型に伝熱される。MITCHELL ら⁹⁾はさらにスラグ浴-冷却水間の総括伝熱係数および文献から見積もつたスラグ殻の熱伝導率を用いてスラグ浴-冷却水間の温度勾配を求め、スラグ殻-鑄型間に温度差が存在することを示している。また、飯島ら⁹⁾は種々のフッ化物系スラグについて、水冷銅管

* 昭和 54 年 4 月本会議講演大会にて発表 昭和 54 年 11 月 29 日受付 (Received Nov. 29, 1979)

** (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Fukiai-ku Kobe 651)

*** (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

をslag浴に浸漬し、slag浴-冷却水間の総括伝熱係数およびslag殻厚さとslag浴温度の関係を求めている。しかしながら、これら伝熱挙動はいずれもフッ化物系slagについての結果であり、slagの成分組成の影響や酸化物系slagについては明らかではない。またslag殻の熱伝導率は、 CaF_2 や Al_2O_3 などの単一物質についての値は知られているが、ESR用slagについての実測値はほとんど報告されていない。

いつぼう、著者ら¹⁰⁾は投入電力と融解速度の関係がslagの成分組成によつて大きく異なることを明らかにした。すなわち、 $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ を主成分とする酸化物系slagを適用した場合、従来のフッ化物系slagと比べて同一投入電力に対し融解速度は20~40%増加し、電力原単位が低減するが、これは酸化物系slagではslag浴から鋳型への熱損失が少ないためであると推定した。また、鈴木ら¹¹⁾は酸化物系slagを使用した場合、同一融解速度に対し金属浴中央部の深さは従来のフッ化物系slagと変わらないが、金属浴円柱部*の高さが小さくなり、デンドライトの成長方向を示す水平面に対する傾きが小さくなると述べている。これらの結果はいずれもslag浴-鋳型間に生成するslag殻を通しての伝熱挙動の違いによるところが大きいと考えられる。

そこで本研究においては、伝熱挙動におよぼすslagの成分組成の影響を明らかにすることを目的とし、種々のslagを用いて融解を行い、鋳型の温度分布および冷却水への伝熱速度を測定し、slag浴-鋳型内冷却水間、金属浴-冷却水間の各界面を通しての総括伝熱係数を求めた。またslag殻の熱伝導率は、水冷銅管をslag浴に浸漬し¹²⁾、slag殻内の温度を直接測定する方法により求めた。これらの結果に基づいて融解速度や鋳塊品質と伝熱挙動との関係について考察を行った。

2. 実験装置および方法

2.1 ESR における伝熱挙動

融解用電源は容量100 kVA、最大2次電流1800 Aの交流アーク溶接用トランスであり、鋳型は水冷伝熱面が直接観察できるように透明アクリル樹脂を用いて外筒部をつくり、Oリングを介して、上端部内径80 mm、テーパ1/58の銅製内筒と接合した。鋳型には温度分布測定のために内筒のFig. 1の矢印の位置に、シース型クロメル-アルメル(CA)熱電対を埋めこみ(深さ3 mm)、また冷却水温度の測定用にシース型CA熱電対を鋳型壁から十分離れた位置に設置した。なお、炉底冷却水温度はその入口および出口で測定した。

* 金属浴において鋳型壁まで溶融状態にある円柱状の領域をいう。

電極材は45 mmφの炭素鋼(S48C)であり、slagは試薬を所定の成分組成に混合し、あらかじめタンマン炉で溶製した $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ および $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$ 系slagを用いた。

融解は大気雰囲気下でコールド・スタート法により行った。融解中の電流および電極-炉底盤間電圧は連続的に記録し、鋳型壁および冷却水の温度は多点式デジタル記録計を用いて30 sごとに記録した。

融解終了時にはFe-S合金を金属浴およびslag浴に同時に添加し、サルファ・プリントにより、金属浴の大きさおよびslag浴での凝固slag殻厚さを測定した。

slagの成分組成の影響に関する実験は、ほぼ一定の融解速度で行い、融解速度の影響は、 $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$ (37.5/37.5/25) slagについて行った。使用したslag量はいずれの場合も500 gであり、電流は800~1500 A、電圧は20~30 Vである。なお冷却水流量は、鋳型および炉底とも11 l/minとなるように調節した。

2.2 slag殻の有効熱伝導率

装置の概略を示すとFig. 2のとおりであり、黒鉛るつぼ(内径38 mm)内でslag 120 gを融解し、熔融slag中に水冷銅管を浸漬して、冷却水の温度上昇およびslag殻内の温度を測定した。加熱はアルゴン雰囲気下でタンマン炉を用いて行い、炉の温度はるつぼ底部に設置した熱電対により制御した。水冷銅管は外径10 mmまたは12 mm、内径8 mmの純銅製であり、その内部に外径6 mm、内径4 mmのアルミナ管を挿入した2重管構造である。冷却水流量は水位を一定にした水槽を用

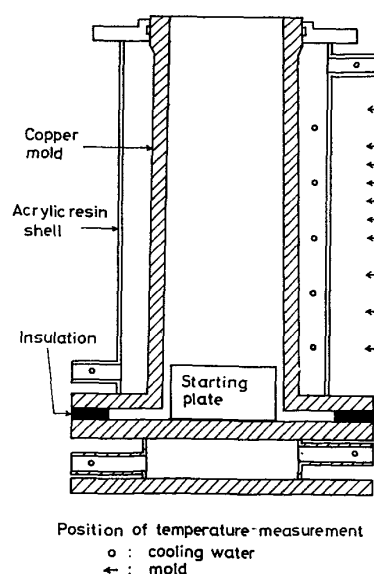


Fig. 1. Mold and arrangement of thermocouples for measuring heat flow in ESR.

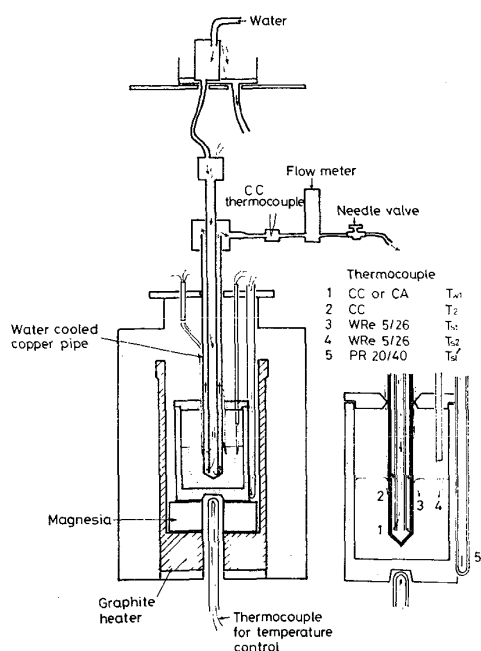


Fig. 2. Experimental apparatus for measuring effective thermal conductivity of slag crust.

いて最大流量および圧力変動を制御し、ニードル・バルブにより微調節した。水温は銅管内のslag浴に相当する位置および銅管出口でクロメル-アルメルまたは銅-コンスタンタン熱電対により、また、銅管外壁の温度は銅管自体を⊕極として、銅-コンスタンタン熱電対を形成して測定し、slag殻の温度は銅管壁より2および10 mmの位置でタングステン-レニウム (W5%Re/W26%Re) 熱電対により測定した。

実験はまずslagを溶かし、slag浴が所定の温度に達したとき、銅管をその先端がわずかにslag浴に浸漬する状態に挿入して、冷却水出口温度を測定し、これを空測定値とする。次に銅管をslag浴中に約30 mm挿入する。この場合、液面の上昇があるので、これを補正して浸漬深さを正確に30 mmに保持し、銅管出口の水温が一定となつたのち、水温および銅管-slag浴間のslag殻の温度および銅管外壁の温度を測定した。なお、銅管浸漬状態におけるslag浴の垂直方向の温度勾配は $\pm 5^\circ\text{C}$ 以下となるようにするつぼを設置した。

銅管をslag浴に浸漬した直後、水温は急激に上昇するが、徐々に水温は低下し、約50 sで一定の温度となり、定常状態に達する。これは浸漬後、凝固slag殻が銅管周囲に形成されるとともに流入熱量が減少し、やがて冷却水の冷却能力と炉からの供給熱量が均衡し、一定のslag殻厚さになり、熱的定常状態に達するためであると考えられる。

定常状態において、slag浴-銅管内冷却水間の伝熱速

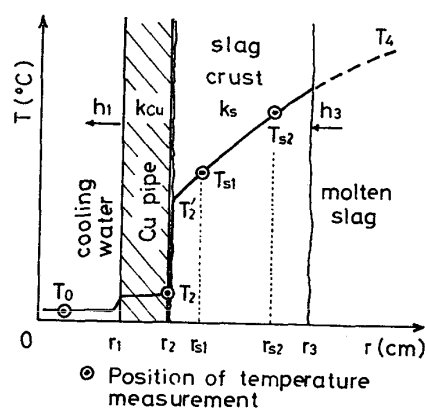


Fig. 3. Schematic diagram of a temperature gradient between slag bath and cooling water.

度 $q(\text{cal/s})$ は浸漬後の出口水温と空測定値との差 $\Delta T(^\circ\text{C})$ および冷却水流量 $L(\text{cm}^3/\text{s})$ から (1) 式で求められる。

$$q = \rho C L \Delta T \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 ρ, C はそれぞれ水の密度 (g/cm^3) および比熱 ($\text{cal}/\text{g} \cdot \text{deg}$) である。いつぼう、slag浴-slag殻-銅管-冷却水間の伝熱状況を模式的に示すと Fig. 3 のとおりであり、slag殻の有効熱伝導率 $k_s(\text{cal}/\text{cm} \cdot \text{s} \cdot \text{deg})$ は (1) 式と (2) 式により求められる。

$$q = 2\pi l k_s (T_{s2} - T_{s1}) / \ln(r_{s2}/r_{s1}) \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 l はslag浴への銅管浸漬深さ (cm)、 T_{s1}, T_{s2} はslag殻内の温度 ($^\circ\text{C}$)、 r_{s1}, r_{s2} は温度測定位置 (cm) である。またslag浴-銅管内冷却水間の総括伝熱係数 $U_{r2}(\text{cal}/\text{cm}^2 \cdot \text{s} \cdot \text{deg})$ も (1) 式と (3) 式により求められる。

$$q = 2\pi r_2 l U_{r2} (T_4 - T_0) \dots \dots \dots (3)$$

ここで、 r_2 は銅管外径 (cm)、 T_4, T_0 はそれぞれslag浴温度およびslag浴相当領域の銅管内冷却水温度 ($^\circ\text{C}$) である。

なお、冷却水流量は伝熱速度 q に影響を与えるが、予備実験の結果によれば、銅管壁-冷却水間の伝熱抵抗はslag浴-冷却水間の全伝熱抵抗に比べて6%程度であり、かなり小さいことから本実験では流量の影響は検討せず、10~12 mmのslag殻が生成するような冷却水流量として $700 \text{ cm}^3/\text{min}$ とした。

実験に供したslagは $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{CaF}_2$ 系slagであり、その成分組成を示すと Table 1 のとおりである。slagはいずれも試薬を所定の組成に混合し、タンマン炉で融解したのち、鉄板上に流出させて急冷したものである。なお、Table 1には参考までに状態図¹³⁾から推定される融点および示差熱分析によつて測定した融点を併記した。

Table 1. Chemical composition of the slag used.

Slag	Chemical composition (wt%)			Liquidus temp. (°C)	
	CaO	Al ₂ O ₃	CaF ₂	*	**
CaO-Al ₂ O ₃	50	50	—	1 360	1 400
CaO-Al ₂ O ₃ -CaF ₂	40	17	43	1 193	1 220
(CaO-Al ₂ O ₃)-25CaF ₂	37.5	37.5	25	1 460	1 470
(CaO-Al ₂ O ₃)-50CaF ₂	25	25	50	1 405	1 410
(CaO-Al ₂ O ₃)-75CaF ₂	12.5	12.5	75	1 390	1 405
(CaO-Al ₂ O ₃)-90CaF ₂	5	5	90	1 380	1 340
CaF ₂	—	—	100	1 423	1 380

* From phase diagram¹³⁾ ** Measured by DTA

3. 結果および考察

3.1 ESR における伝熱挙動

ESR 法の全融解過程における、鋳型および炉底盤出口の冷却水温度 T_{mold} , T_{bottom} (°C), スラグ浴における発熱速度 q_{ex} (cal/s) および冷却水への伝熱速度 q_w (cal/s) の時間変化の一例を示すと Fig. 4 のとおりである。 q_{ex} および q_w はそれぞれ (4) 式および (5) 式で表すことができる。

$$q_{\text{ex}} = JIE \quad \dots\dots\dots (4)$$

$$q_w = q_{\text{mold}} + q_{\text{bottom}} \quad \dots\dots\dots (5)$$

$$q_{\text{mold}} = \rho CL_{\text{mold}}(T_{\text{mold}} - T_{\text{in}}) \quad \dots\dots\dots (5)'$$

$$q_{\text{bottom}} = \rho CL_{\text{bottom}}(T_{\text{bottom}} - T_{\text{in}}) \quad \dots\dots\dots (5)''$$

ここで、 $J=0.239$ cal/W·s, I , E はそれぞれスラグ浴への投入電流 (A) およびスラグ浴電圧 (V), q_{mold} , q_{bottom} はそれぞれ鋳型および炉底盤冷却水への伝熱速度 (cal/s), T_{in} は鋳型および炉底盤入口の冷却水温度 (°C) である。なお、ESR では電極先端における融滴の生成・離脱による電極-メタル浴間距離の変化に応じて、電流および電圧が変動するために、 I および E の値として、石井ら¹⁴⁾と同様の方法により求めた平均値を用いた。

融解初期はスラグの融解や鋳型・電極などへの伝熱・昇温に多量の熱量を要するため、 q_{ex} と q_w の差は大きい。スラグが完全に溶け、電極の融解速度がほぼ一定となる定常融解期は、 q_{ex} と q_w がほぼ均衡し、少なくとも本実験では鋳塊への蓄熱速度やスラグ浴表面から大気への伝熱速度はきわめて小さいと考えられる。

3.1.1 伝熱速度

定常融解期における伝熱経路を便宜上 Fig. 5 のように表すと、スラグ浴領域、メタル浴円柱部領域、凝固鋳塊領域、凝固鋳塊底部およびスラグ浴表面から冷却水への伝熱速度 q_{s-w} , q_{m-w} , q_{i-w} , q_{b-w} , $q_{\text{rad-w}}$ (cal/s) は、各領域における冷却水の温度上昇より、(5)' 式と同

様の式によって計算することができる。

鋳型内の各温度測定位置における融解過程中的温度変

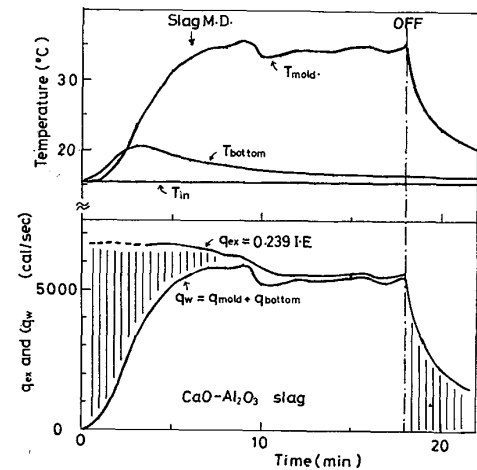


Fig. 4. Transitional changes in the temperatures of cooling water in mold and base plate, T_{in} , T_{mold} , and T_{bottom} , and input and output heat transfer rates, q_{ex} , q_w , during remelting.

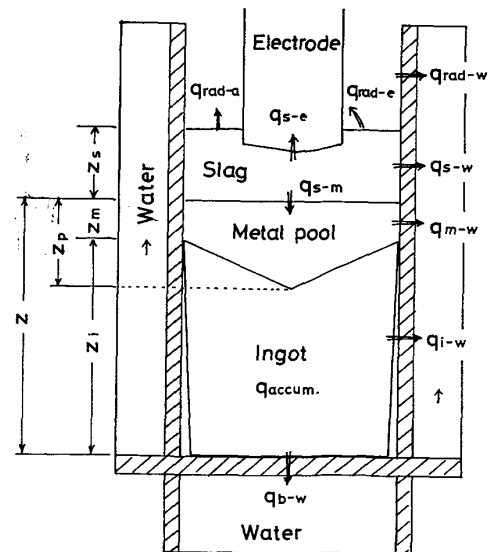


Fig. 5. Schematic diagram of heat flow during ESR.

化の一例を示すと Fig. 6 のとおりである。これより、任意のスラグ浴-メタル浴界面位置、たとえば界面がある高さ z に達したとき、その場合の鋳型および冷却水中の高さ方向の温度分布を容易に知ることができる。なお、 z は融解終了時の鋳塊高さ、電極降下量および Fill ratio (電極/鋳型断面比) から計算することができる。

スラグの成分組成を変えた場合の鋳型および冷却水中の温度分布の一例を示すと Fig. 7 のとおりである。冷却水は上方に向かって流れており、その温度はメタル浴円柱部下端に相当する位置から急激に上昇する。鋳型壁温度はスラグ浴-メタル浴界面近傍に相当する領域で最も高く、スラグ浴表面に向かって低下する傾向を示す。冷却水出口水温、鋳型壁温度はともにフッ化物系スラグ

の場合のほうが、酸化物系スラグの場合よりも高い。なお鋳型壁の最高温度は実験条件により若干異なるが、 $120\sim 140^{\circ}\text{C}$ である。

このような温度分布図から各領域における冷却水の温度上昇を求め、伝熱速度を計算した結果を示すと Table 2 のとおりである。 q_{i-w} , q_{b-w} はスラグの成分組成および融解速度による依存性が小さく、これは鋳塊-鋳型間に空隙が生じ、放射伝熱が支配的になるためと考えられる。これに対し q_{m-w} , q_{rad-w} はいずれもスラグ中の CaF_2 成分の増加とともに著しく大きくなり、また投入電力の増加とともに大きくなる。なお、スラグ浴-メタル浴間の伝熱速度 q_{s-m} は、本実験では前述のように定常融解期の鋳塊への蓄熱がほとんどないので、メタル浴および鋳塊から冷却水への伝熱速度の和 ($q_{m-w} + q_{i-w} + q_{b-w}$) に等しく、 CaF_2 量とともに増加する。スラグ浴における発熱速度に対する各領域を通しての伝熱速度の割合を示すと Fig. 8 のとおりである。この結果によればスラグ浴領域における伝熱比が最も大きく、 $40\sim 50\%$

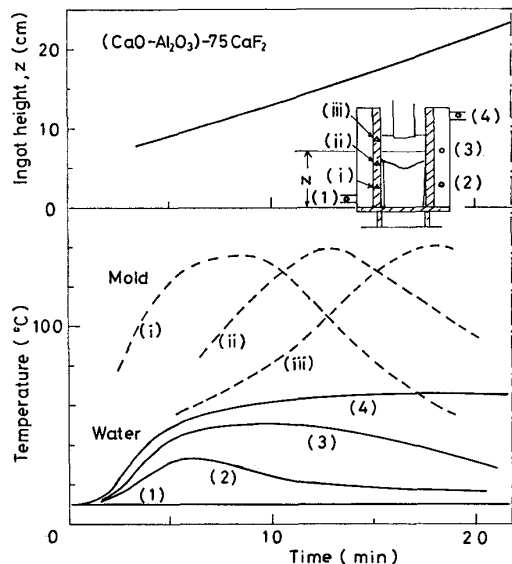


Fig. 6. Typical transitional changes of the temperature of mold and cooling water at various positions during remelting.

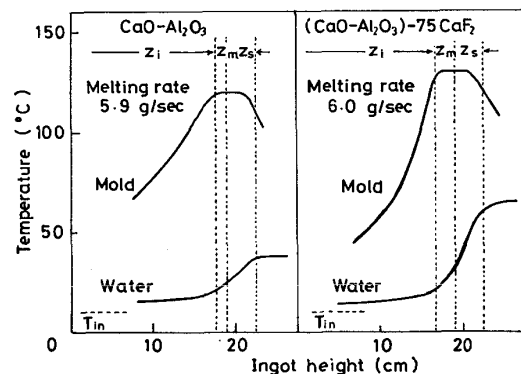


Fig. 7. Effect of slag composition on the temperature distributions of mold cooling water.

Table 2. Melting condition and heat transfer rate.

Salg		$\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$	$(\text{CaO-Al}_2\text{O}_3)$ -25CaF_2	$(\text{CaO-Al}_2\text{O}_3)$ -50CaF_2	$(\text{CaO-Al}_2\text{O}_3)$ -75CaF_2	$(\text{CaO-Al}_2\text{O}_3)$ -25CaF_2
Melting condition	Current, I (A)	884	934	1 293	1 512	1 154
	Voltage, E (V)	26.4	25.9	27.5	28.2	28.7
	Melting rate (g/s)	5.9	5.9	5.8	6.0	7.0
Heat transfer rate (cal/s)	q_{ex}	5 580	5 780	8 500	10 190	7 920
	q_{i-w}	1 600	1 430	1 230	1 270	1 450
	q_{m-w}	830	1 100	1 800	2 130	1 410
	q_{s-w}	2 200	2 330	4 180	5 120	3 940
	q_{rad-w}	370	610	860	1 280	750
	q_{b-w}	300	280	300	300	330
	q_{s-m}^*	2 730	2 810	3 330	3 700	3 190

* $q_{s-m} = q_{i-w} + q_{m-w} + q_{b-w}$

Table 3. Overall heat transfer coefficient.

Slag	Melting rate (g/s)	Overall heat transfer coef. (cal/cm ² ·s·deg)			
		Slag bath-Water	Metal-bath -Water	Ingot-Water	Ingot bottom -Water
CaI-Al ₂ O ₃	5.9	0.014	0.015	0.003~0.005	0.01~0.02
(CaO-Al ₂ O ₃)-25CaF ₂	5.9	0.014	0.018		
(CaO-Al ₂ O ₃)-50CaF ₂	5.8	0.026	0.019		
(CaO-Al ₂ O ₃)-75CaF ₂	6.0	0.031	0.022		
(CaO-Al ₂ O ₃)-25CaF ₂	7.0	0.023	0.019		

を占めているが、スラグの成分組成の影響もかなり大きい。フッ化物系スラグに比べて酸化物系スラグはスラグ浴での熱損失が少なく、熱が電極の融解に有効に消費されることを裏づけている。

3.1.2 総括伝熱係数

スラグ浴、メタル浴円柱部および凝固鋳塊と鋳型内冷却水間、鋳塊と炉底盤内冷却水間の総括伝熱係数 U_{s-w} , U_{m-w} , U_{i-w} , U_{b-w} , (cal/cm²·s·deg) を (6)~(9) 式より計算した結果を示すと Table 3 のとおりである。

$$U_{s-w} = q_{s-w} / 2\pi r_0 z_s (T_{sl} - T_w) \dots\dots\dots (6)$$

$$U_{m-w} = q_{m-w} / 2\pi r_0 z_m (T_m - T'_w) \dots\dots\dots (7)$$

$$U_{i-w} = q_{i-w} / 2\pi r_0 z_i (T_i - T''_w) \dots\dots\dots (8)$$

$$U_{b-w} = q_{b-w} / \pi r_0^2 (T_{i(b)} - T_{w(b)}) \dots\dots\dots (9)$$

ここで、 r_0 は鋳型半径 (cm), z_s , z_m , z_i はそれぞれスラグ浴深さ、メタル浴円柱部高さおよび凝固鋳塊高さ (cm), T_{sl} , T_m , T_i , $T_{i(b)}$ はそれぞれスラグ浴温度、メタル浴温度、凝固鋳塊側面温度および鋳塊底部温度

(°C), T_w , T'_w , T''_w , $T_{w(b)}$ はそれぞれの領域における冷却水の温度 (°C) である。なお z_m は鋳塊のサルファ・プリントの結果より求め、 T_m は T_{sl} とメタル融点との平均温度、また T_i はメタル融点と $T_{i(b)}$ との平均温度を用いた。 $T_{i(b)}$ は、スタート板に熱電対を埋め込んで測温した結果によれば、定常融解期ではほぼ 400 °C であり、鋳塊-炉底盤間には接触伝熱抵抗があると考えられる。 U_{s-w} は、CaF₂ 量および融解速度の増加とともに大きくなり、これはスラグ殻の熱伝導率と密接に関連すると考えられる。メタル浴円柱部では、スラグ浴で形成された凝固スラグ殻がメタル浴に近づくにしたがつて再融解し、スラグ殻の厚さが薄くなるため、総括伝熱係数に対するスラグの成分組成の影響は小さくなる。 U_{i-w} は鋳型テーパのとりかたや鋳型との接触状態に左右されるが、本実験では U_{i-w} はメタル浴円柱部の総括伝熱係数に比べて 1 桁小さい。また U_{b-w} は U_{i-w} よりは大いだが、これは鋳塊底部と炉底盤が直接に接触しているためと考えられる。これらの値は梅田¹⁵⁾が ESR 鋳塊の凝固計算にあたって推定した伝熱係数より若干小さく、ほぼ同径の鋳型を用いて伝熱挙動を測定した MITCHELL ら¹⁾の結果に近い。

3.2 スラグ殻の有効熱伝導率

スラグ浴-鋳型内冷却水間の伝熱挙動は 前述のようにスラグ殻の熱伝導率と密接に関連する。CaO-Al₂O₃-CaF₂ (40/17/43) 共晶組成のスラグ殻の有効熱伝導率 k_s は Fig. 9 に示すとおりであり、温度とともに増加する。これについてはスラグ殻には光の透過性があり、高温においてとくに放射による伝熱の寄与が現れたものと考えられる。CaO-Al₂O₃ (50/50) に CaF₂ を添加した場合のスラグ殻の有効熱伝導率 k_s とスラグ浴-銅管内冷却水間の総括伝熱係数 U_{r2} の値を示すと Fig. 10 のとおりであり、 k_s は CaF₂ 量とともに大きくなり、とくに CaF₂ が 75% 以上ではかなり著しく増大する。いつばう、 U_{r2} は k_s ほど大きな変化はないが、これは Table 4 に示したようにスラグ中の CaF₂ 量が多くなるほど銅壁-スラグ殻間の伝熱抵抗が大きくなるためである。測

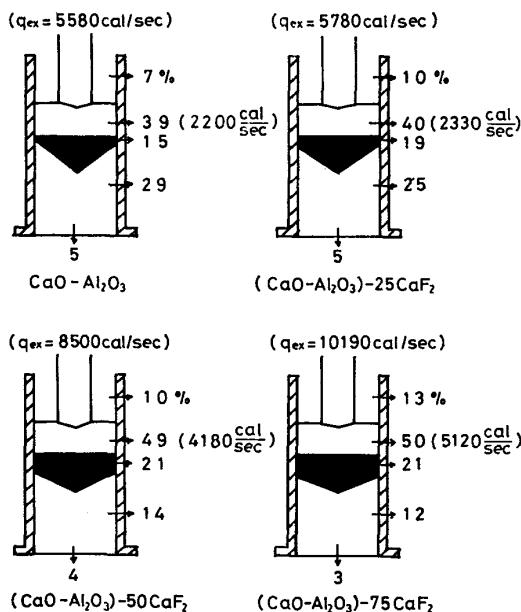


Fig. 8. Effect of slag composition on the heat balance in remelting at steady state by 80 mmφ ESR furnace (Melting rate: 5.8-6.0 g/s).

Table 4. Thermal resistances at various interfaces and regions between slag bath and cooling water. (s-deg/cal)

Thermal resistance Slag	Total	Slag bath -Slag crust	Slag crust	Slag crust -Cu pipe	Cu pipe	Cu pipe -Water
CaO-Al ₂ O ₃	35.4	4.6 (13)	28.5 (79)	0.7 (2)	0.01 (≈ 0)	2.2 (6)
(CaO-Al ₂ O ₃) -50CaF ₂	30.3	3.6 (12)	14.3 (46)	10.9 (36)	0.01 (≈ 0)	1.7 (6)
CaF ₂	21.7	2.9 (13)	5.4 (25)	12.0 (56)	0.01 (≈ 0)	1.3 (6)

Note: Figures in parenthesis mean the proportion of heat resistance at each part to total heat resistance (%)

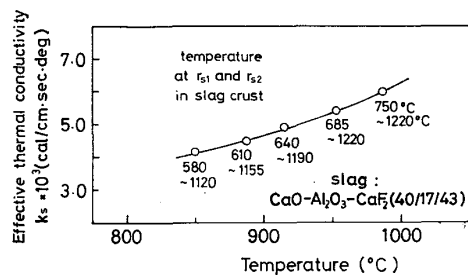


Fig. 9. Dependence of the effective thermal conductivity of slag crust on temperature.

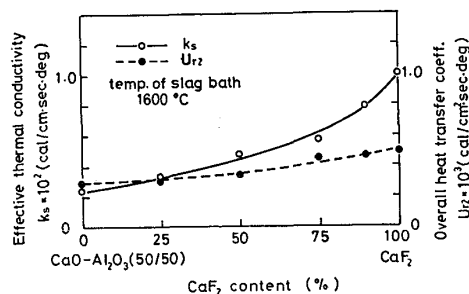


Fig. 10. Effect of slag composition on effective thermal conductivity of slag crust and overall heat-transfer coefficient.

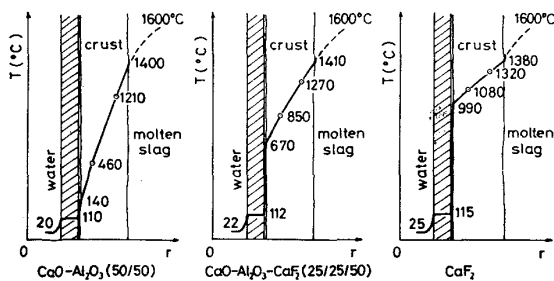


Fig. 11. Effect of slag composition on the temperature gradient between slag bath and cooling water.

定値から求めた温度勾配を示すと Fig. 11 のとおりであり、 k_s の大きいスラグほどスラグ殻内の温度勾配が小さく、銅壁-スラグ殻界面における温度差が大きくなる。CaF₂ の場合、スラグ殻-銅管壁間に大きな温度差が認め

られるが、これは CaF₂ を用いた MITCHELL ら⁸⁾の結果とよく一致している。CaO-Al₂O₃ においてはスラグ殻での温度勾配が大きく、温度差の小さいことが特長である。

本実験で求めた有効熱伝導率に対する相対誤差について、伝熱速度 q の相対誤差が約 3% あり、その他の測定誤差は浸漬深さの測定誤差を ± 1 mm、温度測定誤差を $\pm 5^\circ\text{C}$ 、測定位置の設定誤差を ± 0.5 mm と見積もると、全相対誤差は 20~25% となる。このうちスラグ殻の温度測定位置による誤差の寄与が最も大きく 1/2 以上を占めている。

3.3 融解速度と伝熱挙動

電極の融解速度は電極近傍のスラグ浴温度に依存するが¹⁰⁾、このスラグ浴温度は投入電力によつて一義的に決まらず、スラグ浴からの伝熱特性に大きく左右される。

そこでスラグ浴内の温度分布におよぼすスラグの成分組成の影響を明らかにするため、タングステン-レニウム (W5%Re/W26%Re) 熱電対およびボロンナイトライド保護管を用いて、鋳型壁より 3 mm 離れた位置、電極-鋳型壁の中間および電極より 3 mm 離れた位置における高さ方向の温度を測定した。その結果を示すと Fig. 12 のとおりであり、(CaO-Al₂O₃)-50CaF₂ スラグではスラグ

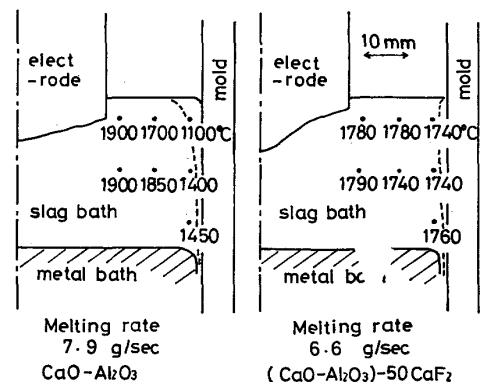


Fig. 12. Temperature distributions in slag bath.

殻近傍までスラグ浴内温度はほぼ均一となり、川上ら²⁾の $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系スラグにおける測定結果と同様の傾向を示すのに対して、 $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ スラグではスラグ殻近傍においてフッ化物系スラグよりも低い温度を示す。これはフッ化物系スラグのほうが、スラグの粘度が小さく、また電気抵抗が小さく¹⁶⁾、同一融解速度をえるために必要な投入電力も大きい¹⁶⁾ため、スラグ浴の流動速度が大きくなり⁴⁾⁵⁾、スラグ浴内の温度が均一化しやすいためであると考えられる。

なお本実験では、スラグ浴温度を電極-鋳型壁の中間、深さ 1/2 の位置で測定しているが、電極の融解速度を支配する電極近傍の温度との間にそう大きな差はない。

いつぼう、ESR 法においてはスラグ浴域で形成されるスラグ殻の厚さは $1750\sim 1800^\circ\text{C}$ において $0.5\sim 2\text{ mm}$ 程度であり、スラグ殻の温度勾配を直接測定することは困難である。したがって、融解中のスラグ浴-鋳型内冷却水間の伝熱速度、スラグ浴温度、スラグ殻厚さおよび前記実験で求めたスラグ殻の有効熱伝導率を用いて、スラグ浴-鋳型冷却水間の温度勾配、スラグ浴-スラグ殻間の伝熱係数 $h_3(\text{cal}/\text{cm}^2\cdot\text{s}\cdot\text{deg})$ および鋳型壁-冷却水間の伝熱係数 $h_1(\text{cal}/\text{cm}^2\cdot\text{s}\cdot\text{deg})$ を求めた結果を示すと Fig. 13 のとおりである。 h_3 は CaF_2 量とともに増加するが、これはスラグ浴の流動速度が大きくなることに対応している。また、 h_1 は乱流伝熱の式¹⁷⁾から計算される伝熱係数 ($h_1=0.001\text{ cal}/\text{cm}^2\cdot\text{s}\cdot\text{deg}$) よりはるかに大きい¹⁷⁾が、これはスラグ浴およびメタル浴に相当する領域の鋳型壁冷却水中に著しい気泡の発生が認められることから、鋳型-冷却水間の伝熱形態が核沸騰伝熱であるためと考えられる。スラグ浴-冷却水間の各界面 および 領域の伝熱抵抗を求めると Table 5 のとおりである。酸化物系スラグではスラグ殻領域の伝熱抵抗が 1/2 以上を占めているが、フッ化物系スラグではスラグ殻-鋳型間の温度差が大きくなり、この部分の全伝熱抵抗に占める割合が増大する傾向にある。この温度差はスラグ殻と鋳型壁との接触状態に密接に関係しており、フッ化物系スラグでは凝固収縮および固体の熱膨張率が大きい¹⁸⁾ため空隙を形成

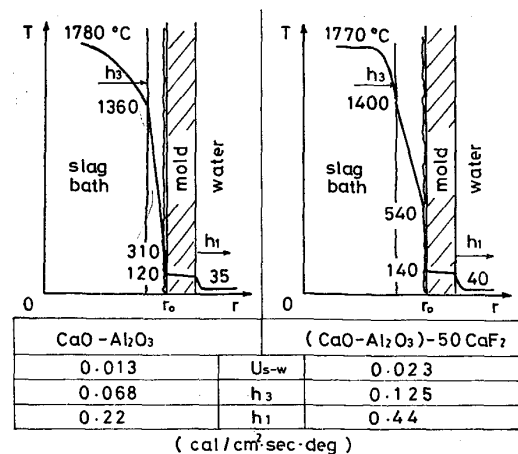


Fig. 13. Effect of slag composition on the temperature gradient between slag bath and cooling water, overall heat transfer coefficient U_{s-w} , and heat transfer coefficients at slag bath-slag crust, h_3 , and at mold-cooling water, h_1 .

しやすく、伝熱抵抗が大きくなることは容易に推察される。

定常融解期においては、 q_{ex} に対する q_{s-w} の割合を f とおくと q_{s-w} と f の間には (10) 式の関係が成立する。

$$q_{s-w} = f q_{ex} = 2\pi r_0 z_s U_{s-w} (T_{sl} - T_w) \quad \dots\dots\dots (10)$$

いつぼう、電極の融解速度 $V(\text{g/s})$ は電極近傍スラグ浴温度に比例する¹⁰⁾、本実験では前述のように電極表面からの放熱速度は小さいので、スラグ浴-電極界面における伝熱だけを考えると V と T_{sl} の関係は (11) 式により表される。

$$V(H_{mp} - H_{RT}) = h_{s-e} S (T_{sl} - T_{mp}) \quad \dots\dots\dots (11)$$

ここで、 $H_{mp} - H_{RT}$ は単位質量当たりの電極材の融解に要する熱量¹⁹⁾ (cal/g)、 h_{s-e} はスラグ浴-電極間伝熱係数 ($\text{cal}/\text{cm}^2\cdot\text{s}\cdot\text{deg}$)、 S は電極-スラグ浴界面面積 (cm^2)、 T_{mp} は電極材の融点 ($^\circ\text{C}$) である。2, 3 のスラグおよび鋼について (11) 式より h_{s-e} を求めると $0.39\sim 0.48\text{ cal}/\text{cm}^2\cdot\text{s}\cdot\text{deg}$ 程度となる。また、電力原単位 $P(\text{W}\cdot\text{s/g})$ は

Table 5. Thermal resistances at various interfaces and regions between slag bath and cooling water in ESR. (s·deg/cal)

Thermal resistance Slag	Total	Slag bath -Slag crust	Slag crust	Slag crust -Mold	Mold	Mold-Water
CaO-Al ₂ O ₃	0.81	0.19 (23)	0.48 (59)	0.09 (11)	0.007 (1)	0.04 (5)
(CaO-Al ₂ O ₃) -50 CaF ₂	0.43	0.09 (21)	0.21 (49)	0.10 (23)	0.007 (2)	0.02 (5)

Note : Figures in parenthesis mean the proportion of heat resistance at each part to total heat resistance (%)

融解速度とスラグ浴への投入電力から(12)式で表され、(4)、(10) および (11) 式を代入すると (13) 式となる。

$$P = IE/V \dots \dots \dots (12)$$

$$P = \frac{U_{s-w}(T_{sl}-T_w)}{h_{s-e}S(T_{sl}-T_{mp})} \cdot \frac{(H_{mp}-H_{RT})2\pi r_0 z_s}{0.239f} \dots \dots \dots (13)$$

360 mmφ ESR 炉において、CaO-Al₂O₃ および (CaO-Al₂O₃)-50CaF₂ スラグを用いて融解を行つた結果¹⁰⁾によると、電力原単位はそれぞれ 1.32 kWh/kg および 1.66 kWh/kg である。いつぼう、本実験でえられた U_{s-w} , h_{s-e} および f がそのまま大型炉にも適用できると仮定して (13) 式から電力原単位を求めると、CaO-Al₂O₃ および (CaO-Al₂O₃)-50CaF₂ スラグについてそれぞれ 1.04 kWh/kg および 1.47 kWh/kg となる。(13)式から求めた電力原単位は実際の電力原単位に比べて小さいが、これは大型 ESR 炉における U_{s-w} , f などの値が小型炉の場合と異なるためと考えられる。そこで CaO-Al₂O₃ および (CaO-Al₂O₃)-50CaF₂ スラグの場合について電力原単位の比をとると、実操業で 0.79 であるのに対し、(13) 式によると 0.71 であり、ほぼ対応している。実際の伝熱係数は炉の大きさや操業条件によつて異なるが、少なくとも伝熱挙動のスラグの成分組成による違いについては大型炉も小型炉の場合と同様であるとえられる。

3.4 鋳塊品質と伝熱挙動

鋳塊品質がメタル浴形状に著しく左右されるため、これまでにもメタル浴形状と操業条件との関係²⁾²⁰⁾、メタル浴形状の伝熱解析¹⁵⁾についてかなりの検討が行われている。ところがメタル浴形状の伝熱解析に関しては、たいていの場合、スラグ浴-メタル浴界面の温度は一樣であるとして取り扱われている。フッ化物系スラグの場合にはスラグ浴の温度分布が均一なため問題はないが、酸化物系スラグの場合にはスラグ浴内の温度分布も考慮する必要がある。

種々のスラグを用いて融解した場合の融解速度、スラグ浴-メタル浴界面を通しての伝熱速度 q_{s-m} と、サルファ・プリントから求めたメタル浴深さ z_p およびメタル浴円柱部高さ z_m との関係を示すと Fig. 14 のとおりである。Fig. 14a) に示したように z_p はスラグの成分組成に関係なく融解速度とともに増加するのに対し、 z_m と融解速度との関係はばらつきがあり明らかでない。いつぼう、Fig. 14b) に示したように、 z_p は q_{s-m} に対し一義的に定まらないのに対し、 z_m は q_{s-m} に比例する。このことは前記のように q_{s-m} はスラグ中の CaF₂ 量とともに大きくなること、また同一融解速度ではスラ

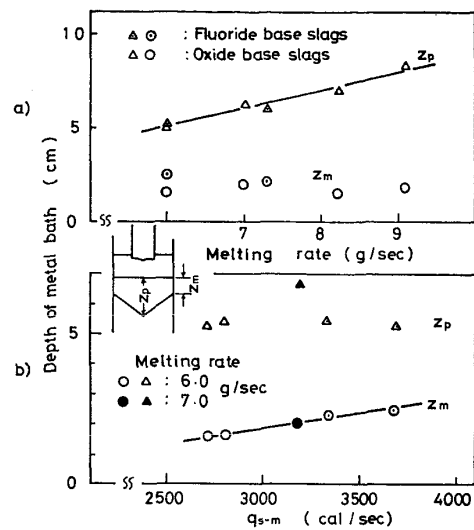


Fig. 14. Relation between the depth of metal bath and melting rate (a) and heat transfer rate through the interface of slag bath-metal bath (b).

グ浴温度はスラグの成分組成によらずほぼ同一であること¹⁰⁾を考えると、 z_p は電極直下および近傍のスラグ浴領域からのメタル浴への伝熱速度に依存するのに対し、 z_m は鋳型近傍におけるスラグ浴領域からメタル浴への伝熱速度に依存することを意味している。すなわちフッ化物系スラグのほうが鋳型近傍まで高温域にあるため、鋳型近傍におけるメタル浴への伝熱速度が大きくなる。本実験で得られたスラグの成分組成とメタル浴形状の関係は 690 mmφ 大型 ESR 炉でスラグの成分組成の影響を調べた鈴木ら¹¹⁾の実験結果とよく対応している。鈴木らはメタル浴形状とスラグの成分組成の関係について、酸化物系スラグはフッ化物系スラグよりスラグ殻が薄いため、鋳型への伝熱速度が大きくなり、メタル浴円柱部が小さくなると推定しているが、本実験結果によれば、酸化物系スラグはスラグ殻近傍のスラグ浴領域からのメタル浴への伝熱速度が小さいため、メタル浴円柱部が小さくなると考えるほうが妥当である。

メタル浴とくに凝固前面の形状は、一般に z_p と z_m の関係により定まる。酸化物系スラグでは z_p に対し z_m が小さいため、凝固前面の傾きが大きくなる傾向を示し、デンドライトの成長方向を示す水平面に対する傾きは小さくなる。また酸化物系スラグではフッ化物系スラグに比べて小さい投入電力で大きい融解速度が得られるため、とくに鋳塊表層部において冷却速度が大きくなる。したがって鋳塊表層部の凝固組織の緻密性が要求されるロール鋼などには有利である。鋳塊表面欠陥の一つである 2 重肌は、スラグ殻の破壊に伴う溶鋼の流出により発生するといわれており²¹⁾、鋳塊と鋳型との間に相対

的な動きのある場合、たとえば鑄型引き上げ方式や鑄塊引き下げ方式の場合に、メタル浴円柱部が大きいと起こりやすい。したがって、このような場合にも酸化物系スラグのほうが有利である。

4. 結 言

ESR におけるスラグ浴-鑄塊-鑄型間の伝熱挙動におよぼすスラグの成分組成の影響を明らかにするため、 $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ および $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$ 系スラグを用いて実験を行い、鑄型内の温度分布および冷却水への伝熱速度の測定から熱の移動経路および総括伝熱係数を求め、さらに伝熱現象に密接に影響を与えるスラグ殻の有効熱伝導率を測定した。

その結果を要約すると次のとおりである。

(1) 定常融解期における冷却水への伝熱速度は、スラグ浴領域からの割合がもつとも大きく、酸化物系スラグではスラグ浴における発熱速度の約 40%、フッ化物系スラグではほぼ 50% に達する。

(2) スラグ浴-鑄型内冷却水間の総括伝熱係数は $0.014\sim 0.03 \text{ cal/cm}^2\cdot\text{s}\cdot\text{deg}$ 程度であり、スラグの成分組成による影響が大きいのにに対し、メタル浴円柱部-鑄型内冷却水間の総括伝熱係数におよぼすスラグの成分組成の影響は小さく、いずれのスラグにおいてもほぼ $0.02 \text{ cal/cm}^2\cdot\text{s}\cdot\text{deg}$ である。また凝固鑄塊-鑄型内冷却水間の総括伝熱係数はこれらより 1 桁小さい。

(3) スラグ殻の有効熱伝導率は、 $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ スラグでは $2.2\times 10^{-3} \text{ cal/cm}\cdot\text{s}\cdot\text{deg}$ であり、 CaF_2 量とともに著しく増大する。

(4) スラグ浴-スラグ殻-鑄型-冷却水間の温度勾配は、酸化物系スラグではスラグ浴内で緩やかであり、スラグ殻内において急である。いつぱう、フッ化物系スラグではスラグ浴の温度はスラグ殻近傍までほぼ一様であり、スラグ殻内の温度勾配も緩やかであるが、スラグ殻-鑄型間にかなり大きい温度差を生ずる。したがって、酸化物系スラグではスラグ殻それ自体が、またフッ化物系スラグではスラグ殻とともにスラグ殻-鑄型間の接触伝熱抵抗も主要な伝熱抵抗となる。

(5) このような伝熱挙動の違いが電極の融解速度やメタル浴の形状におよぼす影響は非常に大きく、酸化物系スラグを使用することにより、電力原単位の低減をはかることができるとともに、表層部の凝固組織の緻密な鑄塊を得ることができる。

文 献

- 1) A. MITCHELL and S. JOSHI : Met. Trans., 4 (1973), p. 631
- 2) 川上正博, 永田和宏, 山村 稔, 坂田直起, 宮下芳雄, 後藤和弘 : 鉄と鋼, 63 (1977), p. 2162
- 3) 小口征男, 旦部祐二郎, 深山三郎, 江島彬夫 : 鉄と鋼, 63 (1977), p. 2152
- 4) A. H. DILAWARI and J. SZEKELY : Met. Trans., 9B (1978), p. 77
- 5) 井上道雄, 岩崎哲夫, 浅井滋夫 : エレクトロスラグ再溶解法の物理化学と技術的諸問題, 鉄鋼基礎共同研究会特殊精錬部会編・日本鉄鋼協会 (1979), p. 55
- 6) J. KREYENBERG and K. SCHWERDTFEGGER : Arch. Eisenhüttenw., 50 (1979), p. 1
- 7) B. E. PATON, B. I. MEDOVAR, V. L. SHEVTZOV, G. S. MARINSKY, and V. I. SAGAN : Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 410
- 8) A. MITCHELL and S. JOSHI : Met. Trans., 2 (1971), p. 449
- 9) 飯島史郎, 近藤保夫 : エレクトロスラグ再溶解法の物理化学と技術的諸問題, 鉄鋼基礎共同研究会特殊精錬部会編 (1979), p. 89 日本鉄鋼協会
- 10) 成田貴一, 尾上俊雄, 石井照朗, 草道龍彦 : 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1568
- 11) 鈴木 章, 永田弘之, 広瀬和夫 : 鉄と鋼, 65 (1979), S 124, エレクトロスラグ再溶解法の物理化学と技術的諸問題, 鉄鋼基礎共同研究会・特殊精錬部会編 (1979), p. 132 日本鉄鋼協会
- 12) 荻野和己, 西脇 醇 : エレクトロスラグ再溶解法の物理化学と技術的諸問題, 鉄鋼基礎共同研究会・特殊精錬部会編 (1979), p. 89 日本鉄鋼協会
- 13) R. H. NAZIGER : High Temp. Sci., 5 (1973) p. 414
- 14) 石井邦宜, 山本澄夫, 佐藤修治, 近藤真一, 吉井周雄 : エレクトロスラグ再溶解法の物理化学と技術的諸問題, 鉄鋼基礎共同研究会・特殊精錬部会編 (1979), p. 18 日本鉄鋼協会
- 15) 梅田高照 : エレクトロスラグ再溶解法の物理化学と技術的諸問題, 鉄鋼基礎共同研究会, 特殊精錬部会編 (1979), p. 173 日本鉄鋼協会
- 16) エレクトロスラグ再溶解スラグの性質, 特殊精錬部会・第4分科会編 (1979) 日本鉄鋼協会
- 17) E. N. SIEDER and G. E. TATE : Ind. Eng. Chem., 28 (1936), p. 1429
- 18) 成田貴一, 尾上俊雄, 石井照朗, 草道龍彦 : 学振第 140 委資料 76 (1978)
- 19) 溶鉄・溶滓の物性値便覧, 日本鉄鋼協会溶鋼・溶滓部会編 (1972)
- 20) W. HOLZGRUBER and E. PLÖCKINGER : Stahl u. Eisen, 88 (1968), p. 638
- 21) ESR 鋼塊, 鋼材の欠陥事例集, 特殊精錬部会・第2分科会編 (1977) 日本鉄鋼協会