

Table 2. Teeming conditions.

Ingot	Teeming atmosphere	Tapping tmp.(°C)	Killing time	Teeming time	Teeming temp. (°C)
BEAC	Open air	1605	4'55"	15'15"	1524~1515
BEVC*	Vacuum	1642	7'10"	7'07"	1561~1555
AOAC	Open air	1580	30'51"	15'12"	1502~1490

* Hot topping was aided by electric arc heating.

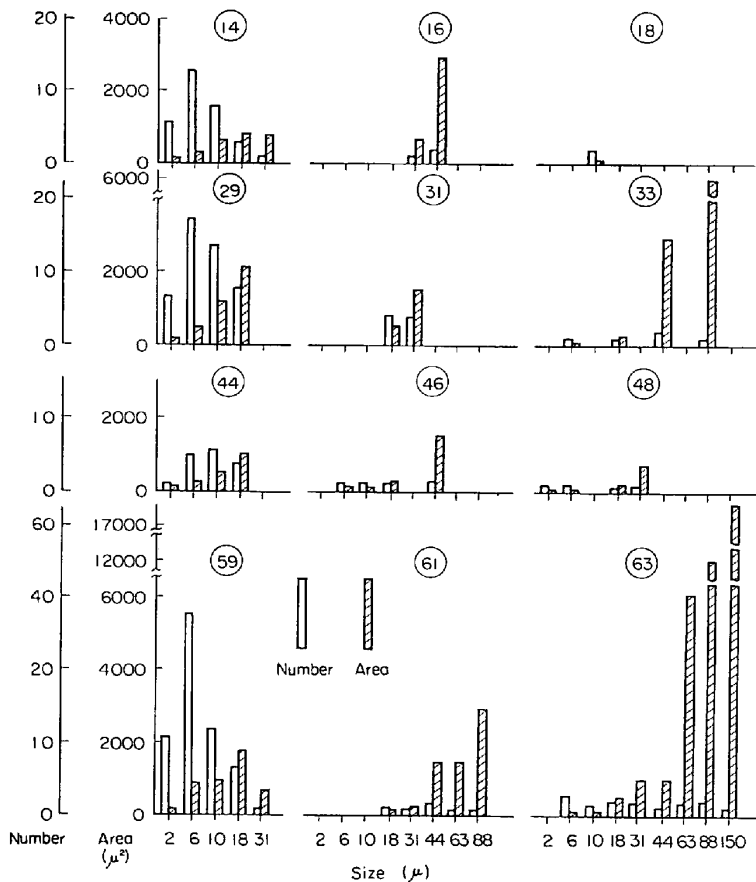


Fig. 4. Distribution of Type III inclusions in the AOAC steel ingot. (no. corresponds to the sampling position.)

また酸化物は BEAC および AOAC 鑄塊においては Type III が多く、BEVC 鑄塊では Type II が多い。これは酸化物相中の MnO 成分の量のちがいによるものと考えられる。すなわち温硝酸法による酸化物の定量結果において、BEVC 鑄塊では Al_2O_3 成分が 93% 以上をしめ、残りが SiO_2 成分であるのに対して、ほかの 2 鑄塊においては Al_2O_3 成分が非常に少なく 7~8% であり、MnO 成分が 20~30% も含まれており、残りがおもに SiO_2 成分である。また EPMA による個々の酸化物の分析結果においても大気鑄造の 2 鑄塊では MnO 成分が多い。AOAC 鑄塊においてはほかの鑄塊にくらべて負偏析部の大型酸化物が多かった。これは Table 2 に示したように注入温度が比較的に低かったことに起因するものと考えられる。また AOAC 鑄塊の大型酸化物は比較的に低融点のものである。これが溶製鑄塊条件とどのように関連しているかをあきらかにするのは今後に残された問題であろう。

本実験におけるような観察を継続して結果を集積し、

大型鑄塊内における介在物の分布状態を握把し、鋼の組成および凝固条件を適宜選択することにより、介在物の分布状態をある程度統御しうようになるものと考えられる。

5. 結 言

1) 溶製方法および造塊条件のちがいによって各種介在物の分布傾向にはかなり差が認められる。負偏析部の酸化物の量におよぼす注入温度の影響はかなり大きいようである。

2) 真空鑄造を適用することにより酸化物の量はかなり減少し、その形も結晶状のものが多くなる。

3) 硫化物の分布傾向も造塊条件によつてかなりの影響をうける。

文 献

- 1) 菅野, 成田, 他: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1770

20t 炭素鋼鑄塊の凝固速度と鑄塊内部組織に関する 2,3 の所見*

(塩基性電弧炉および酸性平炉溶製の大型鍛鋼材に関する比較検討ならびに真空鑄造に関する研究—IV)

神戸製鋼所中央研究所

理博, 工博 成田 貴一・宮本 醇

小山 伸二・石井 輝雄

機械事業部

齋藤 千弓

Some Views of Freezing Rate and Internal Structure of 20t Carbon Steel Ingot

(Study on specifications of heavy steel forgings made by basic electric arc furnace and acid open hearth furnace as well as investigations on vacuum casting—IV)

Dr. Kiichi NARITA, Jun MIYAMOTO

Shinji KOYAMA, Teruo ISHII and Chiyumi SAITO

1. 結 言

鑄塊の凝固速度あるいは凝固過程における鑄塊内部の温度変化を知ることは、内部組織の健全な鑄塊を造るための製造技術的な立場あるいは生産能率を上げるための生産工程管理の立場から考えても重要なことである。そのためには従来から種々の実測方法あるいは伝熱方程式

* 第73回講演大会にて発表 講演番号77 昭和42年5月25日受付

の数学的解析，図式解法あるいは数値解法などの方法がとられてきた。しかしながらこれらの方法によつてもかならずしも満足な結果はえられていない。一方最近の電子計算機の発達にともなつて鑄塊凝固時の温度変化の数値計算に電子計算機を利用した結果もいくつか報告されている^{2,3)}。この方法はとくに実測の困難な大型鑄塊に対して有効な手段である。本報告では一次元の伝熱方程式にもとづいて 20 t 鍛造用鑄塊の凝固時の温度変化を計算し，凝固速度を求めた結果をかたんに報告し，鑄塊内部組織について 2, 3 での所見をのべる。

2. 計算方法

計算は熱伝導の偏微分方程式を差分方程式にかきかえておこなうのであるが，その差分表示にはいくつかの方法があるがここでは SARJANT と SLACK による方法⁴⁾をもちいた。計算の対象とした鑄塊は鍛造用の 20 t 16 角波型鑄塊であるが，それを円筒形で近似すると鑄塊の半径方向の熱伝導は (1) 式で表わせる。

$$C \cdot \rho \frac{\partial \theta}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial r} \left(K \frac{\partial \theta}{\partial r} \right) + \frac{K}{r} \frac{\partial \theta}{\partial r} \quad \dots\dots (1)$$

ここで， θ ：温度， t ：時間， r ：半径， C ：比熱， K ：熱伝導率， ρ ：密度

C および K を温度の関数としてとり扱うために (2) 式で示される特性温度 ϕ を導入する。(2) 式の関係と比

$$\phi = \int_{\theta_d}^{\theta} (K/K_d) d\theta \quad \dots\dots (2)$$

K_d ：ある任意温度 θ_d における熱伝導率，熱に関して $C = \partial H / \partial \theta$ (H ：含熱量) の関係式をもちいると (1) 式は結局 (3) 式のようにかきかえられる。

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{K_d}{\rho} \left(\frac{\partial^2 \phi}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial \phi}{\partial r} \right) \quad \dots\dots (3)$$

この (3) 式を (4) 式に示した差分方程式で近似し，べつに $H - \theta$ および $\phi - \theta$ の関係を与えて数値計算をおこなう。

$$\frac{H_{n,t+\Delta t} - H_{n,t}}{\Delta t} = \frac{K_d}{\rho} \left\{ \left(\frac{\phi_{n+1,t} - 2\phi_{n,t} + \phi_{n-1,t}}{(\Delta r)^2} \right) + \frac{1}{r_n} \cdot \frac{\phi_{n+1,t} - \phi_{n-1,t}}{2\Delta r} \right\} \quad \dots\dots (4)$$

ここで Δt ：時間分割， Δr ：距離分割， r_n ：距離座標の原点（鑄塊中心）から第 n 番目の格子点までの距離であり，サブスクリプト $n-1, n, n+1$ によつて距離座標 r において隣りあつた 3 つの格子点での値を表わす。

初期条件：初期条件すなわち鑄込直後の鑄塊と鑄型の境界面の温度は (5) 式の関係から求める。

$$\left. \begin{aligned} \delta\theta_s + \delta\theta_M &= (\text{鑄込温度}) - (\text{鑄型の初期温度}) \\ \sqrt{\frac{K_M \cdot \tau}{C_M \cdot \rho_M}} \cdot \rho_M \cdot C_M \cdot \delta\theta_M &= \sqrt{\frac{K_S \cdot \tau}{C_S \cdot \rho_S}} \cdot \rho_S (C_S \cdot \delta\theta_S + L) \end{aligned} \right\} (5)$$

ただし， $\delta\theta_M$ ：鑄型と境界面の温度の差， $\delta\theta_S$ ：鑄込温度と境界面の温度の差， τ ： Δt よりも十分短い時間， K_M, C_M, ρ_M ：鑄型の熱伝導率，比熱および密度， K_S, C_S, ρ_S ：鑄塊の熱伝導率，比熱および密度， L ：鑄塊の凝固潜熱，

境界条件：鑄塊と鑄型の境界ではいわゆる空隙が形成

されるまでは伝導による熱伝達を，空隙形成後はふく射による熱伝達を考へてそれぞれ (6) 式および (7) 式の関係をもちいる。

$$\left. \begin{aligned} \text{空隙形成前：} \quad dH_M &= C_M \cdot d\theta \\ dH_S &= C_S \cdot d\theta \end{aligned} \right\} \dots\dots (6)$$

ただし， H_M, H_S ：鑄型および鑄塊の含熱量
空隙形成後：

$$Q = q_S - q_M = \sigma \cdot \frac{\epsilon_M \cdot \epsilon_S}{\epsilon_M + \epsilon_S - \epsilon_M \cdot \epsilon_S} (T_S^4 - T_M^4) \quad \dots\dots (7)$$

ただし， Q ：境界面における伝熱量， σ ：Stefan 定数， ϵ_M, ϵ_S ：鑄型および鑄塊面のふく射率， T_S, T_M ：鑄塊表面および鑄型内面の絶対温度。

鑄型表面から周囲へは空気の対流による熱伝達とふく射による熱伝達とを考へて (8) 式の関係をもちいる。

$$W = \alpha_a (\theta_M - \theta_a) + \sigma \cdot \epsilon_M (T_M^4 - T_a^4) \quad \dots\dots (8)$$

ただし， W ：鑄型表面から周囲への伝熱量， $\theta_M (T_M)$ ， $\theta_a (T_a)$ ：鑄型表面および周囲の温度（絶対温度）， α_a ：自然対流による熱伝達係数であり，鑄型を長い円筒とみなすとつぎの式で与えられる。

$$\alpha_a = 1 \cdot 1 \{ (\theta_M - \theta_a) / D \}^{0.25} \quad \dots\dots (9)$$

ただし， D ：鑄型の外径， α_a ：(kcal/m²·hr·°C)

計算に際しては K および C は温度の関数として， ρ は定数としてとり扱つた。時間分割 $\Delta t = 2$ min，距離分割 Δr は鑄塊ではおおよそ 65~70 mm とし，鑄型では 68~80 mm とした。なお鑄型内溶鋼の対流はないものとして計算をおこなつた。

3. 計算結果および検討

計算に必要な諸物性値が比較的良好に与えられている 1 %Cr-0.5%Mo 鋼を対象として 20 t 鑄塊について，鑄込温度，鑄型壁厚および鑄塊と鑄型間の空隙形成時間を 2.3 変えてまず計算をおこなつた。鑄塊および鑄型の温度変化の 1 例を Fig. 1 に示す。ここで問題になるのは鑄込後数分経過すれば瞬間的に空隙ができたが鑄塊と鑄型境界での伝熱量が不連続に変化すると考へているので空隙形成直後に鑄塊表面の温度は急速に上がり，鑄型内面の温度は急速に下がっていることである。20 t 程度の大型鑄塊において鑄込後数分程度で瞬間的に空隙ができると考へることには問題があり，実際には何分間かにわたつてじよじよに空隙がひろがり，したがつてその間の伝熱量もほぼ連続的に変化すると考へるのが妥当であろう。ただ空隙形成時間をたとえば 4 min から 10 min 程度に変えても凝固時間あるいは鑄込後ある程度時間が経過したのちの温度変化にはあまり大きな変化はない。したがつて，たとえば鑄込条件のようなある因子の影響を比較する場合には空隙形成時間をかたんに仮定してもさしつかえないと考へられる。また従来より溶鋼の過熱度（鑄込温度—液相線温度の差）は対流などにより鑄込後比較的短時間でなくなるといわれているが，本計算では対流を考へていないので比較的長時間まで溶鋼内部の温度は高いままである。ただ実際の鑄塊で押湯の保温あるいは押湯加熱をおこなつている場合にはたとえ対流があるとしても熱的には凝固時の温度変化に対する過熱度の影響を考へしておく必要がある。

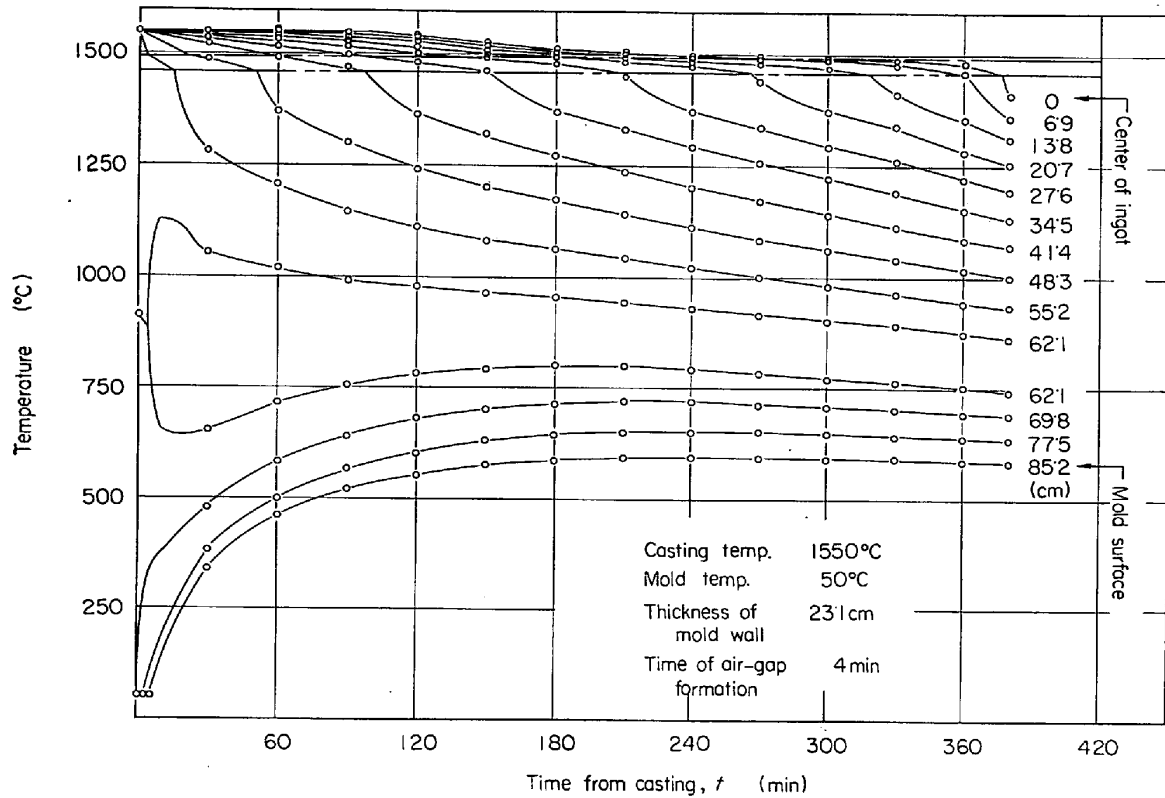


Fig. 1. Temperature variation at different parts in ingot and mold during solidification.

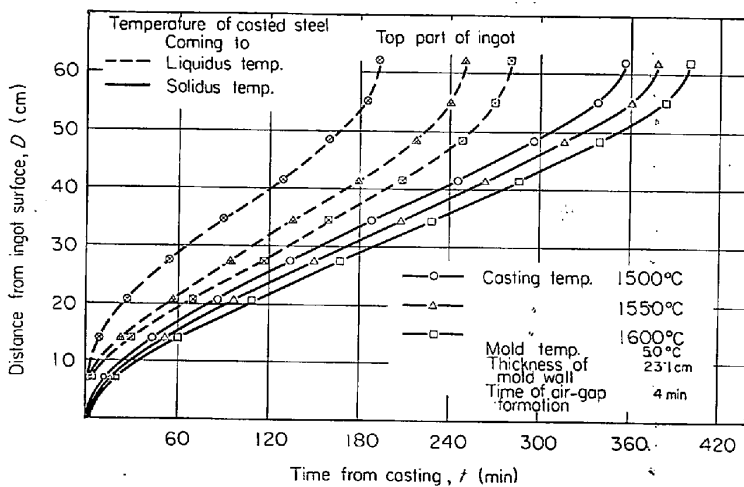


Fig. 2. Solidification curve of 20ton Cr-Mo steel ingot.

Fig. 1 に示した結果より鑄塊内の各位置の温度が液相線温度ならびに固相線温度に達する時間を求めると Fig. 2 に示す結果がえられる。同図には鑄込温度を変えた場合の結果をあわせて示してある。ここで固相線温度に達した時点を凝固が完了した時間とみなすと、凝固式 $D = a \cdot \sqrt{t}$ の関係が成立するのは $D = 15 \sim 20$ cm の位置までであり、それ以後は凝固が速くなり D と t の関係はむしろ直線関係に近くなる。そして鑄塊中心近くでさらに凝固が加速される。実際の鑄塊で底部側からの凝固を考慮すると同図の凝固曲線の後半部ではさらに凝固が加速されると考えられるが、すくなくとも前半部はこの半径方向の凝固が優先すると考えられる。また鑄込後かなり早い時期から鑄塊内のかなり広い範囲にわたって液相と

固相とが共存する状態、いわゆる mushy state が存在することがうかがえる。一方液相線ならびに固相線温度に達する時間は、たとえば鑄型の初期温度を 50°C から 100°C に変えた場合には $1 \sim 5$ min 程度遅くなり、鑄型の壁厚を 23.1 cm から 30.8 cm に変えた場合には $1 \sim 10$ min 程度早くなり、空隙形成時間を 4 min から 10 min に変えた場合で $1 \sim 7$ min 程度早くなる。いずれの因子の影響もかなり大巾に変えないかぎりそれ程大きなものではないことがわかる。実操業の造塊条件において変えうる範囲を考慮した場合に熱的な意味で鑄塊の凝固にもつとも影響を与えるのは鑄込温度であると考えられる。さきにも述べたように、鑄型内の溶鋼中に対流が存在するとしても押湯の保温あるいは加熱をおこなっている場合にはこの鑄込温度の影響は無視できない。

さて前報⁵⁾において鍛造用 20 t 炭素鋼 (S45C) 鑄塊について塩基性電弧炉溶製の大気中鑄造鑄塊 (BEAC 鑄塊) および真空鑄造鑄塊 (BEVC 鑄塊) ならびに酸性平炉溶製の大気中鑄造鑄塊 (AOAC 鑄塊) の内部性状の比較をおこなったが、この3鑄塊の造塊条件でとくに相異していたのは鑄込温度であった。この点を考慮して鑄塊の凝固曲線を求めた結果を Fig. 3 に示す。この結果より鑄塊内各位置において液相線と固相線間の温度範囲 (液相と固相とが共存する範囲) に滞留する時間を求めると Fig. 4 に示したとおりである。ここでは半径方向の伝熱のみを考えているので実際の鑄塊の中心部付近ではこの結果とは異なるであろうが、いずれにして

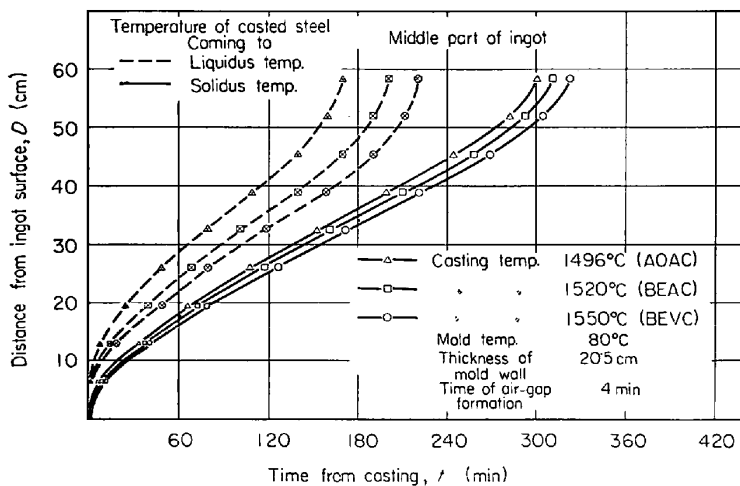


Fig. 3. Solification curve of 20ton carbon steel ingot.

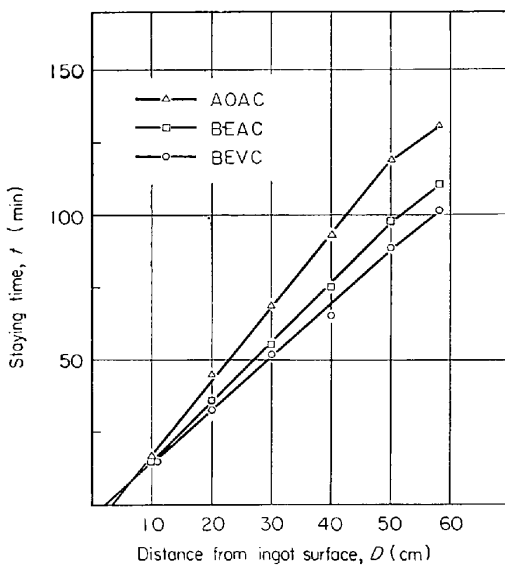


Fig. 4. Staying time of casted steel in temperature range between liquidus and solidus line.

も 鑄込温度の低いAOAC鑄塊では鑄塊表面部付近から mushy state になる時間が長いと考えられる。これは鑄込温度が低いと凝固の開始は早くなり、それともなう凝固潜熱の発生によつて凝固の完了が相対的に遅れてくることに原因するものと考えられる。一方鑄塊内部組織の観察結果ではいわゆる等軸晶域の占める割合はAOAC鑄塊がもつとも大きく、ついでBEVC鑄塊、BEAC鑄塊の順に小さくなつていく。それとともに逆V偏析もAOAC鑄塊では鑄塊のより表面部付近から存在することが認められている。このことは現象的には鑄込温度が低い場合に mushy state の存在範囲が広がることに原因するものと考えられる。また鑄込温度のみの影響で考えるとBEAC鑄塊とBEVC鑄塊とでは現象が逆になつていくが、これはBEAC鑄塊では平均してS量が0.021%、P量が0.048%でありほかの2鑄塊にくらべてほぼ倍程度であることに原因するものと考えられる。等軸晶の生成機構についてはまだ明らかでなく、いわゆる組成的過冷却現象にもとづく説明も定性的なものにす

ぎず、やはり問題が残る。とくに大型鑄塊では結晶核生成の問題はあるけれども結晶の沈降現象も否定することはできないと考えられる。いずれにしてもいわゆる mushy state の性状を明らかにすることがまず必要であろう。

4. 結 言

一次元の熱伝導方程式にもとづいて鑄塊の凝固時の温度変化ならびに凝固速度を計算した。その結果実操業時の造塊条件の変えうる範囲を考慮した場合に、熱移動の立場からは鑄塊の凝固に対して鑄込温度の影響がもつとも大きいと考えられる。

さきに報告した20t炭素鋼鑄塊の内部組織については鑄込温度の相異による影響が重要であることを示した。

文 献

- 1) 千原, 田岡: 日本鋼管技報, 22 (1961), p. 246
- 2) J. SCHNIEWIND: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 201 (1963), p. 594
- 3) J. G. HENZFL JR and J. KEVERIAN: J. of Metals, 17 (1965), p. 561
- 4) R. J. SARJANT and M. R. SLACK: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 177 (1954), p. 428
- 5) 菅野, 成田, 宮本, 小山, 長谷場, 鈴木: 鉄と鋼, 50 (1964); p. 1770

転炉炉内测温と分析による吹止温度、C制御について*

神戸製鋼, 尼崎工場

藤井 成美・林 正照

On the End Point Temperature and Carbon Control with Dropping Thermocouple and Carbon Detector in the Molten Bath of L. D. Converter during Blowing

Shigeyoshi FUJII and Masateru HAYASHI

1. 緒 言

1963年2月尼崎工場の30t純酸素転炉に富士通製コンピュータ、FIDAP-400A(第1号機)が入荷し、その後1カ年にわたる試運転期間を経て、転炉操業実績の集積と解析に努め、現在吹止温度、Cの予測計算制御を実施中でその概要は一部既報のとおりである。

現在吹止温度、Cの計算制御のために採用されている数式モデルの基本式は(1)式のとおりで、これは1963年に開発された「現、前鋼番操業変数の差の導入によつて計測値、未計測値の誤差を自動的に消去する方式」として著しい成果を示している²⁾。

当工場ではこの他に炉の特性、操業の諸条件を考慮し「現、前鋼番入力値の重みを必ずしも一定としない(2)式」も採用して予測精度の向上に努力しているが、なお

$$y - y' = \sum a(x - x') \dots \dots \dots (1)$$

* 第73回講演大会にて発表 講演番号84 昭和42年5月10日受付