

## 論 文

UDC 621.746.047 : 66.022.3 : 620.192.43 : 548.2

# 鑄型内溶鋼への薄鋼板添加による連鑄スラブの 凝固組織および中心偏析の改善

垣生 泰弘\*・糸山 誓司\*<sup>2</sup>・江見 俊彦\*<sup>3</sup>  
反町 健一\*<sup>4</sup>・小嶋 英明\*<sup>4</sup>

## Improving Cast Structure and Centerline Segregation of Continuously Cast Slabs by Adding Steel Strip into Mold

Yasuhiro HABU, Seiji ITOYAMA, Toshihiko EMI,  
Kenichi SORIMACHI, and Hideaki KOJIMA

## Synopsis :

A method has been developed which increases the fraction of equiaxed crystals and results in decreasing centerline segregation in continuously cast slab by adding steel strip into mold. The effect of shape, liquidus temperature, feeding speed of the strip and superheat of melt in mold on the melting behavior of the strip in crater has been evaluated by a mathematical model. Then, the effect of the amount of the strip addition on the ratio of the equiaxed zone and the centerline segregation has experimentally been investigated by use of strip with low liquidus temperature. The equiaxed zone of 50 to 75% has been obtained and the centerline segregation has disappeared by adding 6 to 8 kg/t of the strip at 15 to 30°C of superheat. A countermeasure to prevent the contamination of molten steel caused by adding the strip is established. The mechanism for the increase in the fraction of equiaxed crystals has also been discussed.

## 1. 緒 言

連続鑄造 (以下連鑄) 鑄片においては、一般に柱状晶がよく発達し、中心部に成分が偏析しやすい。柱状晶は 17%Cr ステンレス鋼でのリジング<sup>1)~5)</sup>、珪素鋼でのリジング<sup>6)</sup> や磁気特性劣化<sup>7)</sup>、また中心偏析は高張力鋼での機械特性劣化<sup>8)9)</sup>、セパレーション<sup>10)</sup>、水素誘起割れ<sup>11)</sup>、などの原因となるので当該鋼種の連鑄化の障害となることがある。

一方、連鑄鑄片の等軸晶を増大させ、中心偏析を防止する手段の一つとして、鑄型内での鋼線添加が試みられ、その効果の顕著なことが見出されている<sup>12)</sup>。しかし、この簡便で安価な方法は、主として次の二つの理由により現在なお工業化されていない。すなわち、1) 鋼線が完全に溶解せず、一部未溶解のまま鑄片内に残留す

る。2) 鋼線添加時に鑄型内の湯面パウダー巻込みなどにより溶鋼が汚染され、製品において超音波探傷欠陥が発生する。

最近、上田ら<sup>13)14)</sup>は添加冷材の未溶解をなくすべく、被添加溶鋼より低融点の硬鋼線の使用を試みている。

著者らは上記の解決策として、1) に対しては低融点薄鋼板の使用、2) に対してはパウダー巻込防止治具の使用、を考案・試用した結果、いずれも前述の問題点の解決に有効なことがわかり、本法による鑄型内冷材添加を鑄片の等軸晶増大と中心偏析防止用技術として工業化するに至ったのでその概要を報告する。

## 2. 熱計算による添加冷材の完全溶解条件検討

次の仮定の下に添加冷材が未溶解のまま鑄片内に残留しない条件の予測を行った。

昭和 53 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 9 月 17 日受付 (Received Sept. 17, 1980)

\* 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

\*<sup>2</sup> 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 川崎製鉄(株)技術研究所 理博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

\*<sup>4</sup> 川崎製鉄(株)千葉製鉄所 (Chiba Works, Kawasaki Steel Corp.)

- 1) 冷材の添加は、定常状態にある。
- 2) 添加冷材は完全に溶解するまで一定の速度でクレーター内を進行し、かつクレーター内溶鋼温度は一定である。
- 3) 溶鋼から冷材への熱移動は、冷材の肉厚方向のみとし、かつ平板に沿う強制対流伝熱と同じ扱いができる。

2.1 計算に用いた諸式

冷材内の温度分布に関しては、次式を用いる。

薄鋼板の場合、

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\lambda_d}{\rho} \cdot \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \dots\dots\dots (1)$$

鋼線の場合、

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\lambda_d}{\rho} \left[ \frac{\partial^2 \phi}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial \phi}{\partial r} \right] \dots\dots\dots (2)$$

次に、冷材表面での伝熱は、冷材と溶鋼の境界では、熱のたまりがなく、かつ溶鋼は一定温度  $\theta_L$  で凝固し、潜熱  $L$  を放出する、とすれば次式により記述できる。

$$\lambda_d \cdot \frac{\partial \phi}{\partial x} = \rho \cdot L \cdot \frac{\partial x}{\partial t} + h \cdot (\theta_m - \theta_L) \dots\dots\dots (3)$$

あるいは

$$\lambda_d \cdot \frac{\partial \phi}{\partial r} = \rho \cdot L \cdot \frac{\partial r}{\partial t} + h \cdot (\theta_m - \theta_L) \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 $h$  は冷材と溶鋼間の熱伝達係数で、次式で与えられるとする。

$$h = \alpha \cdot h_1 \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 $\alpha$  は計算値を実測値に合わせるためのパラメータ、 $h_1$  は平板に沿った強制対流における熱伝達係数であり、次式で与えられる。

層流の場合<sup>15)</sup>、

$$h_1 = 0.339 \cdot P_r^{1/3} \cdot Re_1^{1/2} \cdot \lambda / l \dots\dots\dots (6)$$

乱流の場合<sup>16)</sup>、

$$h_1 = \frac{0.0296 \cdot Re_1^{0.8} \cdot P_r}{1 + B \cdot Re_1^{0.1} \cdot (P_r - 1)} \cdot \frac{\lambda}{l} \dots\dots\dots (7)$$

ただし、

$$B = 0.86 \cdot \left[ 1 + \frac{\ln \{ (1 + 5P_r) / 6 \}}{P_r - 1} \right] \dots\dots\dots (8)$$

次に、冷材と溶鋼との境界温度  $\theta_i$  は以下のとおりとする。

- 1)  $t=0$  の時、

$$\theta_i = \frac{\sqrt{\lambda_c \cdot C_c \cdot \rho_c \cdot \theta_c} + \sqrt{\lambda_m \cdot C_m \cdot \rho_m \cdot \theta_m^{17)}}}{\sqrt{\lambda_c \cdot C_c \cdot \rho_c} + \sqrt{\lambda_m \cdot C_m \cdot \rho_m}} \dots\dots\dots (9)$$

この時の冷材表面の伝熱式は、(3), (4) 式にかえて次式を用いる。

$$\lambda_d \cdot \frac{\partial \phi}{\partial x} = h(\theta_m - \theta_i) \dots\dots\dots (10)$$

あるいは

$$\lambda_d \cdot \frac{\partial \phi}{\partial r} = h(\theta_m - \theta_i) \dots\dots\dots (11)$$

- 2)  $t > 0$  の時、

$$\theta_i = \theta_L \dots\dots\dots (12)$$

また、 $t=0$  の時の冷材内および溶鋼内温度分布は以下のとおりとする。

- 1)  $0 \leq x < x_0/2$  あるいは  $0 \leq r < r_0$  では

$$\theta = \theta_c \dots\dots\dots (13)$$

- 2)  $x > x_0/2$  あるいは  $r > r_0$  では

$$\theta = \theta_m \dots\dots\dots (14)$$

2.2 計算方法

SARJANT ら<sup>17)</sup>の手法に準じ数値計算を行つた。計算手順は、まず完全溶解する点のメニスカスからの距離  $l_1$  を適当に与え計算を進める。そして実際に計算で得られる距離  $l'_1$  と  $l_1$  の差が 10 cm を越える場合は、新たに距離  $l_2$  を与え直して計算し、計算で得られる距離  $l'_2$  と  $l_2$  を比較する。このような計算を  $n$  回繰り返す、与えた距離  $l_n$  と実際の計算値  $l'_n$  との差がはじめて 10 cm 以下になつた時の計算値  $l'_n$  をもつて完全溶解距離とした。

なお、計算に必要な各種物性値は、対象鋼種が SS 41 級相当なので、著者らが通常使用している値<sup>18)</sup>を用いた。ただし、溶鋼の凝固温度  $\theta_L$  としては、液相線温度の 1517°C とした。

2.3 計算結果と考察

添加薄鋼板のクレーター内での溶解挙動におよぼす鋼板の厚み、液相線温度、添加速度および溶鋼過熱度の影響を Fig. 1~4 に示す。これらより、冷材の溶解挙動は概して次のように説明される。

溶鋼より融点の低い冷材の場合、添加後直ちに冷材周囲に凝固殻が生成・成長し、ある時間経過後その成長が

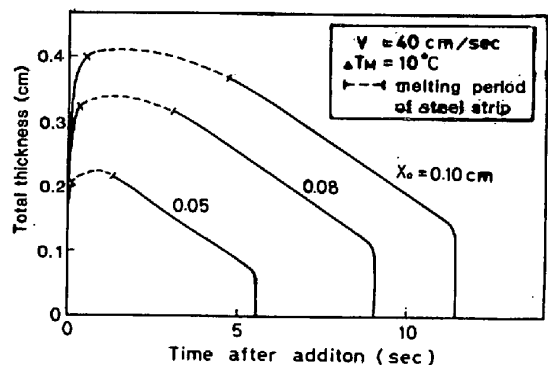


Fig. 1. Effect of thickness of steel strip on the melting behavior of steel strip.

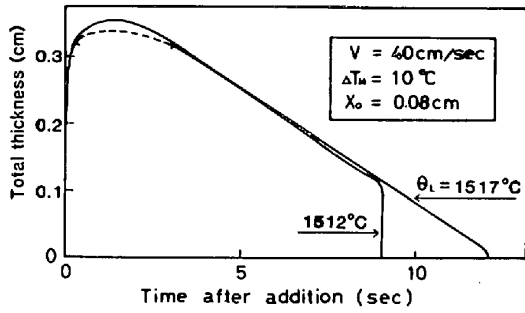


Fig. 2. Effect of liquidus temperature of steel strip on the melting behavior of steel strip.

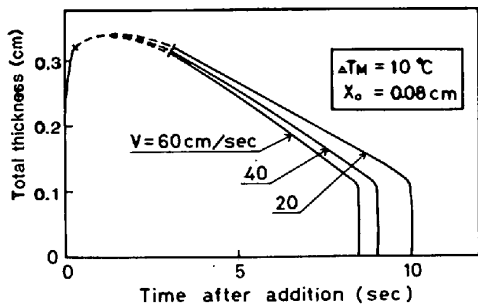


Fig. 3. Effect of feeding velocity of steel strip on the melting behavior of steel strip.

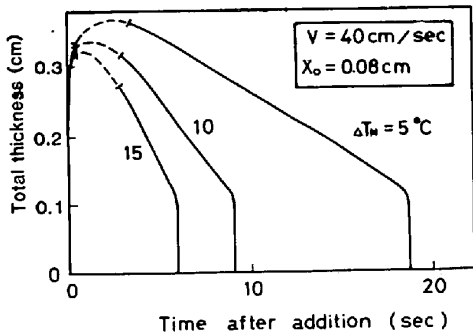


Fig. 4. Effect of superheat in mold on the melting behavior of steel strip.

止まる。その後、凝固殻に閉じ込められた冷材の溶解が始まり完全に溶解する(図中の点線部分)。次いで凝固殻が溶解し始め、溶解を完了する。このように、低融点冷材の溶解を律速するのは冷材の周囲に生成する凝固殻であり、溶解時間を短縮するには、凝固殻の生成・成長を極力抑制することが肝要であることがわかる。Fig. 1~4 から薄鋼板の溶解に及ぼす各要因の影響を略述すると、冷材の厚みの影響は極めて大きく、薄くするほど有利である。冷材の融点は被添加溶鋼のそれより低ければ融点の差はあまり影響しない。溶鋼過熱度の影響は比較的大きい。従つて、過熱度が高いと推測されるクレーター上部で溶解が完了するよう溶解時間の短い冷材の使用が望

ましい。冷材の添加速度の影響は添加速度が大きくなる と溶解時間が短くなる。

次に、冷材の完全溶解時間  $t$  に及ぼす冷材の厚み  $x_0$  (0.05, 0.08, 0.10 cm) あるいは直径  $d_0$  (0.30, 0.55, 0.70 cm), 鑄型内溶鋼過熱度  $\Delta T_M$  (5, 10, 15 °C), 添加速度  $V$  (20, 40, 60, 80, 100 cm/s) の影響を重回帰により求めた結果を (15), (16) 式に示した。

薄鋼板の場合,

$$\ln t = 7.606 + 0.931 \ln x_0 - 0.165 \ln V - 1.060 \ln \Delta T_M \dots\dots\dots (15)$$

鋼線の場合,

$$\ln t = 6.558 + 1.563 \ln d_0 - 0.117 \ln V - 0.984 \ln \Delta T_M \dots\dots\dots (16)$$

### 3. 実機試験

#### 3.1 添加冷材の選定

前章の計算結果の妥当性を調べるとともに目的にかなう冷材を選定するために、まず、1) 0.5 mm 厚の薄鋼

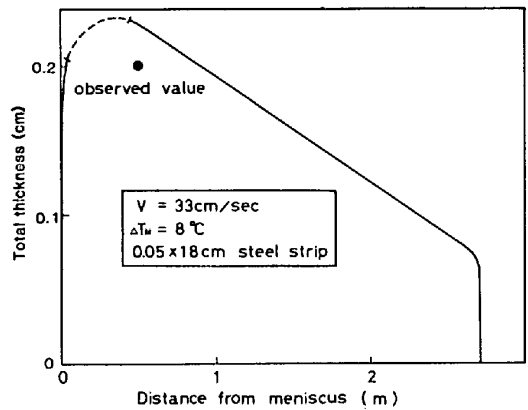
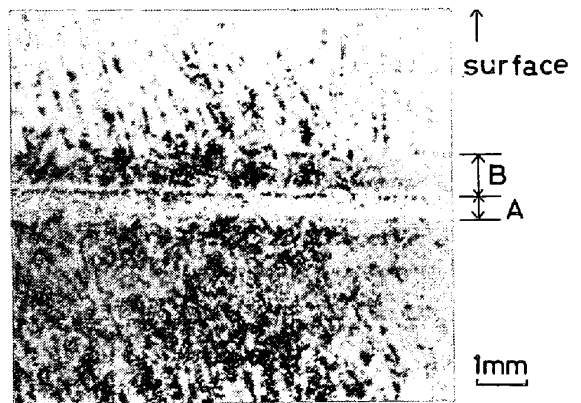


Fig. 5. Comparison of observed and calculated values of steel strip thickness after addition.



A : steel strip, B : solidified layer

Photo. 1. Solidified shell on the added steel strip remained in the slab.

板 ( $\theta_L=1512^\circ\text{C}$ ) を 33 cm/s の速度で、過熱度  $8^\circ\text{C}$  の溶鋼に添加した場合、2) 5.5 mm 直径の硬鋼線 ( $\theta_L=1480^\circ\text{C}$ ) を 80 cm/s の速度で、過熱度  $15^\circ\text{C}$  の溶鋼に添加した場合の二例について調査を行った。

まず、1) の場合の計算結果を Fig. 5 に、また薄鋼板の添加時、故意に薄鋼板を鋳型内のシェルにあてて捕捉させ、凝固後にその部位の組織を顕出した結果を Photo. 1 に、それぞれ示した。Photo. 1 の薄鋼板 (写真の A) は、スラブの表面から約 15 mm 内側に捕捉されており、これは凝固速度式:  $19\sqrt{t}$  ( $\text{mm}\cdot\text{min}^{1/2}$ )、鋳造速度: 0.8 m/min から推定して、鋳型内湯面下 50 cm の位置に相当する。そして薄鋼板表面に生成した凝固殻 (写真では組織差の明りょうな片側のみ表示した。) は約 1 mm と読み取れ、Fig. 5 に示した計算結果 (図中の●印) とほぼ一致する。

次に、前記 2) の 5.5 mm 直径の硬鋼線の場合については、クレーターエンドに達するまでには完全溶解しない計算結果であり、実際にも Photo. 2 に示すようにスラブ内に未溶解の状態で残留していた。そして、鋼線の溶解過程も前述の薄鋼板とほぼ同様と予測された。実際にも Photo. 2 において、鋼線相当部 (A) がデンドライト組織を呈し、一度溶解したことがうかがわれること、鋼線の周りにチル状の凝固殻 (B) が生成していること、凝固殻の厚さも計算値約 4 mm に対し、実測値約 5 mm と近いこと、などから熱計算通りの溶解過程が推察された。

以上から、前記のような冷材の溶解挙動に関する熱計算予測は、ほぼ妥当であると判断される。

さらに、(15) (16) 式を用いて計算した 0.8 mm 厚の薄鋼板 ( $\theta_L=1512^\circ\text{C}$ )、5.5 mm 直径の鋼線 ( $\theta_L=$

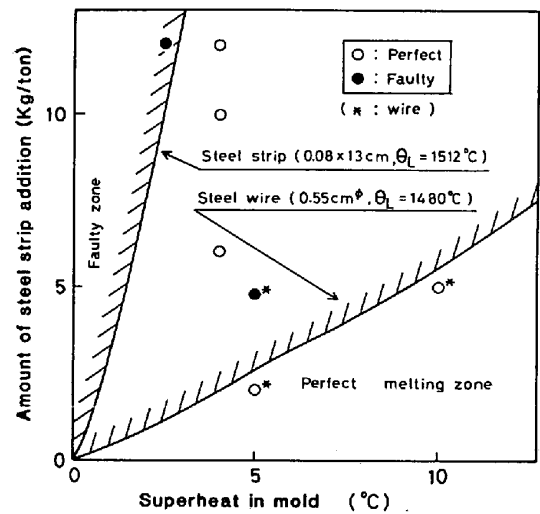
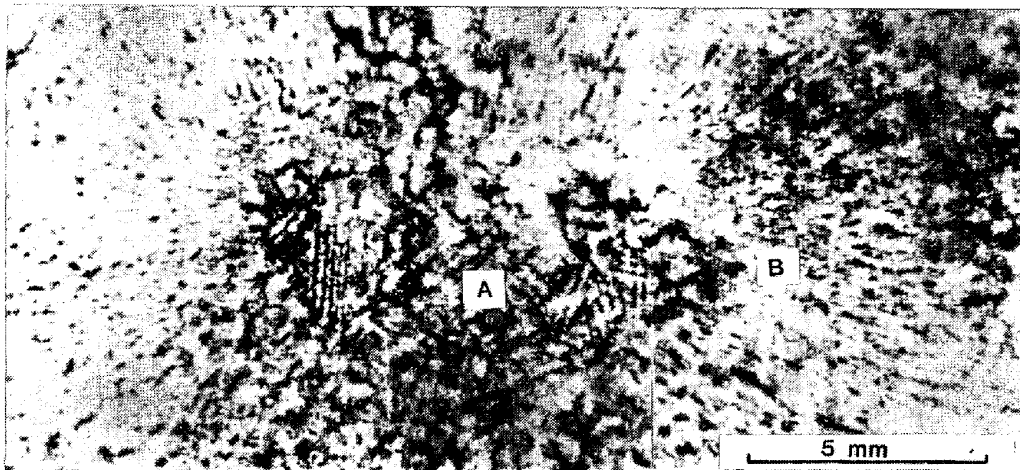


Fig. 6. Condition for perfect melting of steel strip and wire. (slab size : 200 × 1 240 mm casting speed : 0.8 m/min)

$1480^\circ\text{C}$ ) の溶解に及ぼす添加量と鋳型内溶鋼過熱度の関係を実測値とともに Fig. 6 に示した。計算値と実測値は比較的よく一致していることがわかる。Fig. 6 から明らかなように、クレーター内での溶解に関し、鋼線より薄鋼板の方が断然有利であり、これらをもとに以降の実機試験においては、被添加鋼が厚板用鋼 ( $\theta_L=1517^\circ\text{C}$ ) なので、冷材としては、0.5~0.8 mm 厚の珪素鋼板 (C = 0.006~0.03%, Si = 1.7~3.1%,  $\theta_L=1496\sim1512^\circ\text{C}$ ) を使用することに決めた。なお、珪素鋼板添加による溶鋼組成変化は、添加量が最大 10~12 kg/t 程度なので、最も多い Si において 0.037% 程度、他の成分は 0.001% 以下の増加に過ぎないと考えられるので、厚板用鋼はもちろん、多くの鋼種において問題とならないと判断した。



A : added wire, B : solidified layer

Photo. 2. Dendritic structure of the added steel wire remained in the slab.

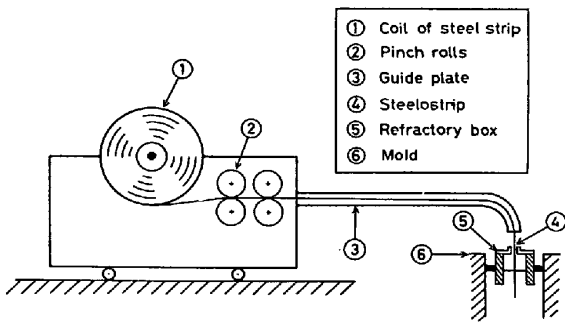


Fig. 7. Steel strip feeder.

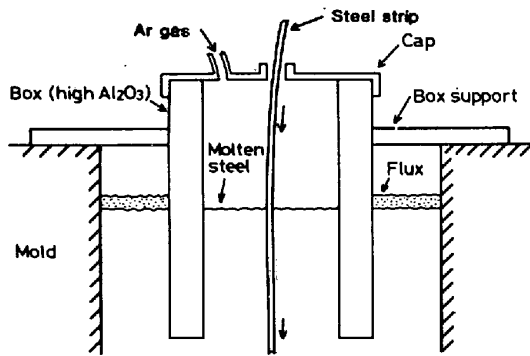


Fig. 8. Apparatus for preventing the contamination of molten steel upon steel strip addition.

3.2 薄鋼板添加装置

装置の概要を Fig. 7 に示す。コイル状に巻いた珪素鋼板①を回転速度可変なピンチロール②で供給する。鋼板をガイド③で方向転換した後、鋳型上部に設置した Fig. 8 に示すようなフラックス巻込防止治具⑤を介して溶鋼内に導入する。なお、治具内はフラックスが排除されているので Ar ガスを導き、溶鋼の空気酸化防止に努めた。

3.3 試験要領

千葉製鉄所第 1 および第 2 連鋳機において、SS 41 級の厚板用鋼 ( $\theta_L=1517^\circ\text{C}$ ) を対象に、0.5~0.8 mm 厚  $\times$  130 mm 幅の珪素鋼板 (C : 0.03, Si : 3.0%,  $\theta_L=1496^\circ\text{C}$ ) を 3~12 kg/t 添加した。Table 1 に主な実験条件をまとめた。

調査は、スラブにおいてはサルファープリント (以下 S プリント) と凝固組織観察による、添加冷材の未溶解

Table 1. Experimental conditions.

Composition of molten steel (%)	C : 0.10 ~ 0.18 Mn : 0.72 ~ 0.99 S : 0.007 ~ 0.015	Si : 0.18 ~ 0.23 P : 0.019 ~ 0.021 Al : 0.003 ~ 0.043
Slab size	(200~260) <sup>T</sup> $\times$ (1240~1900) <sup>W</sup> mm	
Casting speed	0.8~1.0 m/min	
Superheat in tundish	7~32 $^\circ\text{C}$	

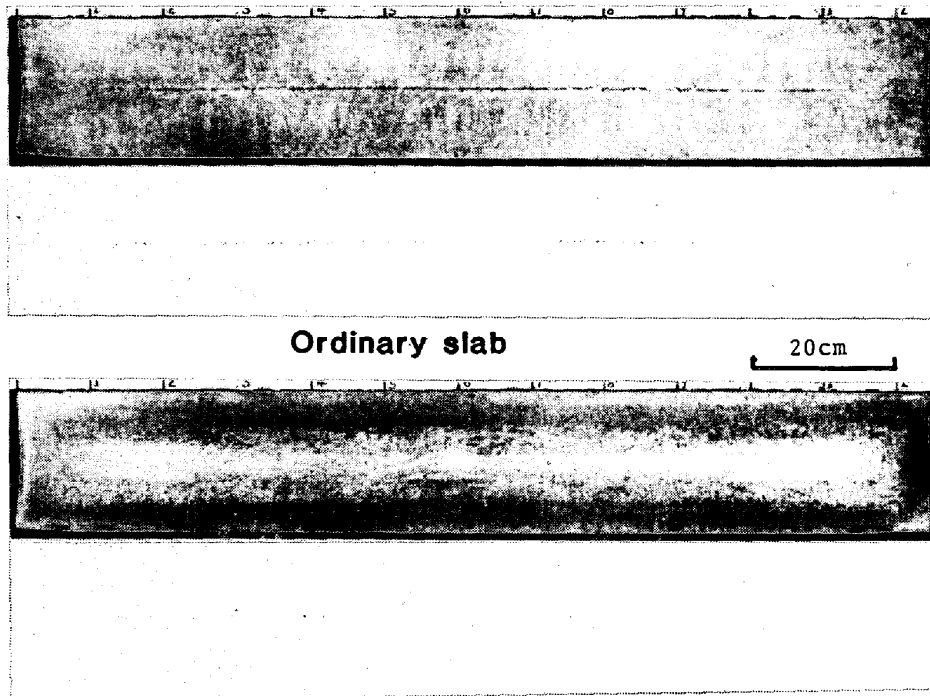


Photo. 3. Cast structure and sulfur print of slabs without and with steel strip addition ( $\Delta T : 20^\circ\text{C}$ ).

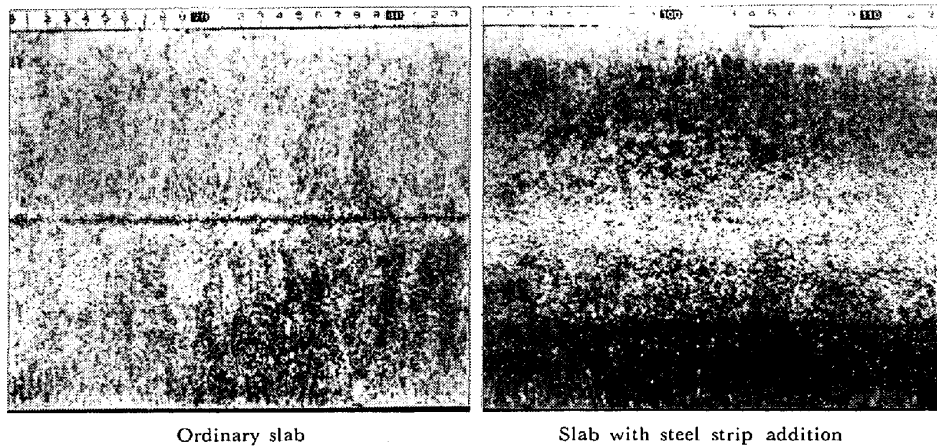


Photo. 4. Cast structure of slabs without and with steel strip addition ( $\Delta T : 20^{\circ}\text{C}$ ).

と等軸晶率の判定, X線透過法による大型介在物測定, シェーパ-切削式試料採取法による成分偏析測定, およびコーリング試薬腐蝕によるデンドライト一次, 二次アーム間隔測定, 製品(厚板)においては超音波探傷法による巨大介在物混入判定, などである.

### 3.4 調査結果

#### 3.4.1 スラブの等軸晶におよぼす薄鋼板添加の影響

薄鋼板を添加したスラブの横断面の凝固組織の代表例を無添加スラブのそれと対比して Photo. 3 に, その拡大を Photo. 4 にそれぞれ示す. いずれのスラブも同一ヒートのもので, 従つて, 成分組成:  $\text{C}=0.15$ ,  $\text{Si}=0.23$ ,  $\text{Mn}=0.79$ ,  $\text{P}=0.021$ ,  $\text{S}=0.013$ ,  $\text{Al}=0.003\%$ , スラブ寸法:  $200 \times 1240 \text{ mm}$ , 溶鋼過熱度(タンディッシュ内溶鋼温度-液相線温度)  $\Delta T : 20^{\circ}\text{C}$ , 铸造速度:  $0.8 \text{ m/min}$ , などは同一条件である. Photo. 4 より, 無添加スラブの場合, 等軸晶はスラブ上面側(湾曲内側)には全くなく, 下面側(湾曲外侧)の厚み中央部に約  $40 \text{ mm}$  (全厚の約  $20\%$ ) 存在するのみである. これに対し, 添加スラブには上下面とも中心部に約  $75 \text{ mm}$  (全厚の約

$75\%$ ) 存在し, 大幅な増加が認められる. さらに等軸晶の大きさに関しても無添加スラブでは分岐状で大きいのに対し, 添加スラブにおいては粒状で細かい.

スラブの等軸晶率と, 薄鋼板添加量や  $\Delta T$  との関係を図. 9 にまとめて示す. 等軸晶率は  $\Delta T$  が  $10 \sim 15^{\circ}\text{C}$  の場合には薄鋼板を  $4 \sim 6 \text{ kg/t}$  添加すれば  $75 \sim 80\%$ ,  $\Delta T$  が  $15 \sim 30^{\circ}\text{C}$  の場合には約  $6 \text{ kg/t}$  の添加で約  $50\%$ , 同  $8 \text{ kg/t}$  で  $65 \sim 75\%$ , 同  $12 \text{ kg/t}$  で約  $80\%$  と薄鋼板の添加量の増加にともない増大する.

#### 3.4.2 スラブの中心偏析におよぼす薄鋼板添加の影響

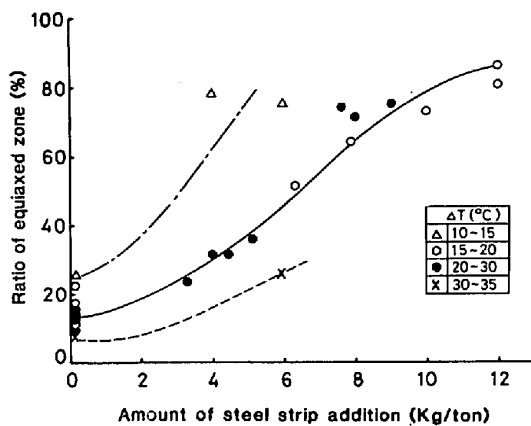


Fig. 9. Relation between the ratio of equiaxed zone and the amount of steel strip addition.

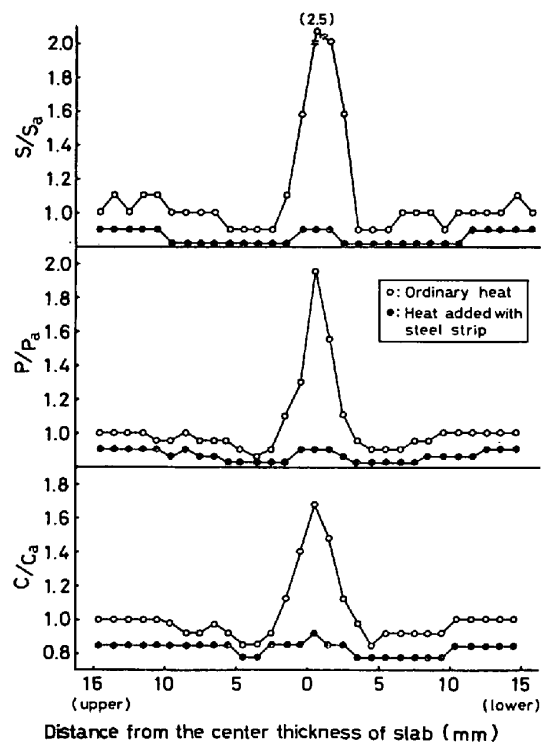


Fig. 10. Distribution of C, P and S across the thickness of slabs.

3.4.1 で示したスラブの横断面のSプリントをPhoto. 3, スラブ厚み中心部のC, P, Sの偏析状況を Fig. 10 にそれぞれ示した. Sプリントによる中心偏析パターンは無添加スラブの場合, やや濃厚なスポットがほぼ連続的に連なっているのに対し, 薄鋼板添加スラブはとくに偏析は認められない. 無添加スラブの厚み中心には明瞭な偏析ピークが存在し, 最大偏析度(最大値/平均値)はC:1.68, P:1.95, S:2.5であるのに対し, 薄鋼板添加スラブには中心においても正偏析部は存在せず, むしろ偏析度0.9程度の弱い負偏析がある. 以上から薄鋼板添加がスラブ中心偏析防止に極めて有効である.

スラブ中心偏析と, 薄鋼板添加量や $\Delta T$ との関係をまとめて Fig. 11 に示す. 図中, 中心偏析“strong”とは Fig. 10 における無添加スラブと同程度の中心偏析, “free”とは Fig. 10 の薄鋼板添加スラブ同様, ほとんど

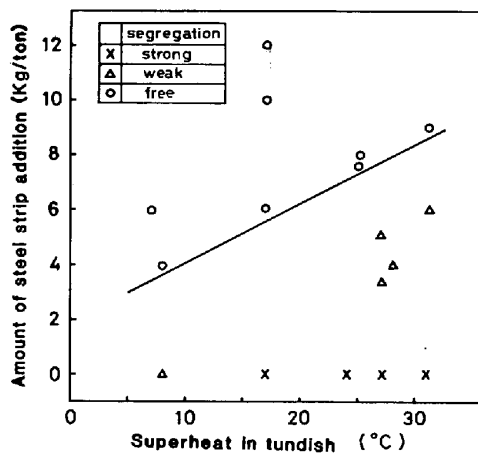


Fig. 11. Effect of amount of steel strip addition and superheat in tundish on the degree of centerline segregation of slabs.

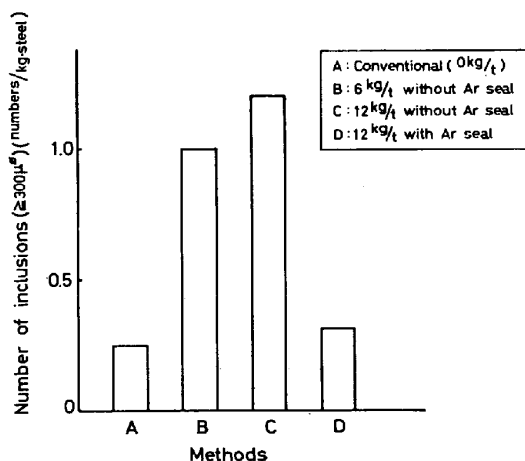


Fig. 12. Effect of Ar seal in the apparatus in Fig. 8 on the number of large inclusions ( $\geq 300\mu\phi$ ) in slabs with steel strip addition.

偏析がない場合, “weak” とはそれらの中間程度の偏析状況, を示す. Fig. 11 より, スラブ中心偏析は $\Delta T$ が $20^\circ\text{C}$ の場合は約 $6\text{ kg/t}$ ,  $\Delta T$ が $30^\circ\text{C}$ の場合は約 $8\text{ kg/t}$ , の薄鋼板添加によりほぼ消失することがわかる.

### 3.4.3 スラブ内大型介在物におよぼす薄鋼板添加の影響

薄鋼板添加条件とスラブ内の $300\mu$ 以上の大型介在物との関係をFig. 12 に示す. 図中, D法は Fig. 8 に示すように, 鋳型内のフラックスを排除するための耐火物製ボックスを溶鋼内に浸漬し, かつボックス内をArガスで保護した方法をいい, BおよびC法はともに, 耐火物製ボックスを溶鋼内に浸漬するのみで, ボックス内は大気の状態をいう. Fig. 12 から, スラブ内大型介在物は, フラックス排除用ボックスを使用するだけでは薄鋼板無添加時の $0.25\text{個/kg}\cdot\text{steel}$  (全厚平均) から添加時の $1.0\sim 1.2\text{個/kg}\cdot\text{steel}$  と4~5倍に増大する. その場合の介在物組成は,  $\text{SiO}_2=30\%$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3=25\%$ ,  $\text{MnO}=40\%$ を主成分とする溶鋼再酸化生成物である. しかし, ボックスとArガス保護を併用すれば $0.30\text{個/kg}\cdot\text{steel}$ に減少し, 冷材を添加しない場合とほとんど同程度となる. これは, ボックス内の溶鋼表面をArガス雰囲気にするることにより, 溶鋼の再酸化がほぼ防止できたことによるものと思われる.

なお, 製品(24.5 mm厚板)における超音波探傷成績はBおよびC法の場合, 巨大介在物起因の欠陥波が散在するのに対し, D法の場合は欠陥波は全く検出されず, 溶鋼の汚染防止がこの面からも確認された.

## 3.5 考察

### 3.5.1 薄鋼板添加による等軸晶増大機構について

本実験のように, 鋳型内溶鋼に薄鋼板などの冷材を投入した場合の鋳片の等軸晶が増大する理由としては, おもに次の二点があげられる<sup>12)</sup>.

1) 溶鋼過熱度の減少

2) 鉄結晶核の供給

まず, 上記1) について検討する.

温度 $\theta_c$ の冷材を温度 $\theta_m$ の溶鋼に対し, A%添加する場合の溶鋼温度降下 $\Delta\theta$ は近似的に次式で与えられる.

$$\Delta\theta = \frac{[C_c \cdot (\theta_L - \theta_c) + L + C_m \cdot (\theta_m - \theta_L)] \cdot A}{100 \cdot C_m} \dots (17)$$

さて, 今回の実験ヒート全数について, (17)式に基づき,  $C_c=0.16\text{ cal/g}\cdot^\circ\text{C}$ ,  $C_m=0.207\text{ cal/g}\cdot^\circ\text{C}$ ,  $L=65\text{ cal/g}$ を用いて<sup>12)</sup>薄鋼板添加による温度降下量 $\Delta\theta$ を算出した.  $\Delta T$ と $\Delta T_M$ (浸漬ノズル出口での値)の間には $\Delta T_M = \Delta T - 5.1$ の関係が実測されているので, 鋳型

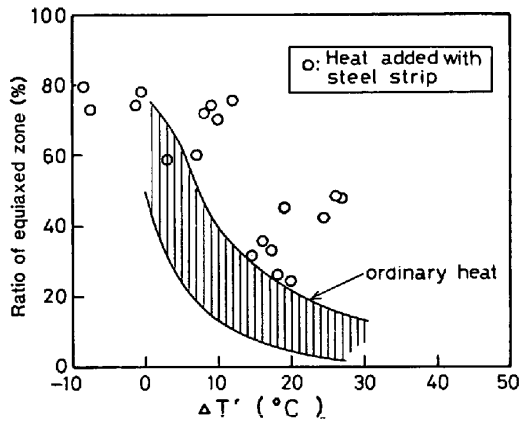


Fig. 13. Relation between the ratio of equiaxed zone and modified superheat ( $\Delta T'$ ).

での温度低下量をタンディッシュ内でのそれに換算して“修正溶鋼過熱度”  $\Delta T'$  ( $\Delta T' = \Delta T - \Delta\theta - 5.1$ ) を求めた。 $\Delta T'$  とスラブの等軸晶率を整理すると Fig. 13 のようになる。図より同一  $\Delta T'$  で比較して薄鋼板添加ヒートの等軸晶率は通常ヒートのそれよりかなり大きいことが明らかである。この理由の一つに冒頭の 2) に示した添加薄鋼板による鉄結晶核の供給効果があげられよう。この核供給効果の有無を確認すべく、スラブのデンドライト一次アーム間隔を測定比較した。

一般に、一次アーム間隔  $S_I$  は次式で与えられる<sup>20)</sup>。

$$S_I = 900 \cdot \frac{[mc(k-1)]^{1/6}}{R^{1/2}} \dots \dots \dots (18)$$

さて、溶鋼内に薄鋼板を添加した場合の溶鋼過熱度の減少による  $S_I$  の変化は、(18) 式中の  $mc(k-1)$  が不変であるので、 $R$  の変化に依存する。この  $R$  の変化は二次アーム間隔  $S_{II}$  を測定することにより、(19) 式を用いて推定できる。

$$S_{II} = 710 \cdot R^{-0.39} \dots \dots \dots (19)$$

$S_{II}$  の測定結果を Fig. 14 に示すが、薄鋼板添加 (添加量 10 kg/t,  $\Delta\theta = 15^\circ\text{C}$ ) による  $S_{II}$  の変化はほとんどみられず、従って  $R$  の変化は小さいと考えられる。さらに、伝熱計算により (19) 式を用いて溶鋼過熱度の差がどの程度  $S_{II}$  に影響を及ぼすかを検討した結果を Fig. 15 に示す。過熱度が  $5^\circ\text{C}$  と  $20^\circ\text{C}$  では、 $S_{II}$  の差は  $S_{II}$  が  $100 \sim 200 \mu$  の領域で  $10 \mu$  程度と小さく、測定誤差範囲内の差であり、上述の実測結果と一致する。しかし、過熱度が小さい方が  $S_{II}$  が大きい。これは (19) 式から、 $R$  が小さいことを示す。すなわち、過熱度が小さくなると  $R$  は小さくなることがわかる 藤井ら<sup>22)</sup>も伝熱計算により、溶鋼過熱度が  $1^\circ\text{C}$  と  $13^\circ\text{C}$  の場合の  $S_{II}$  を求めているが、やはり  $1^\circ\text{C}$  の方がアーム間隔が広い結果を得ている。以上から、薄鋼板添加による溶鋼過熱度

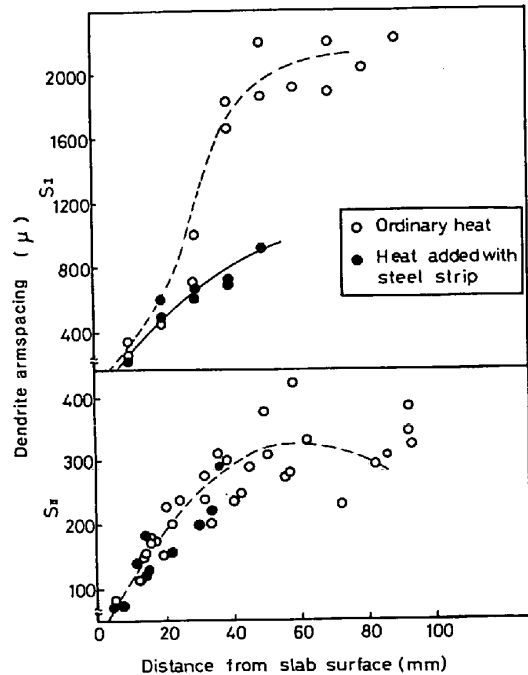


Fig. 14. Dendrite armpacing of the slab added steel strip.

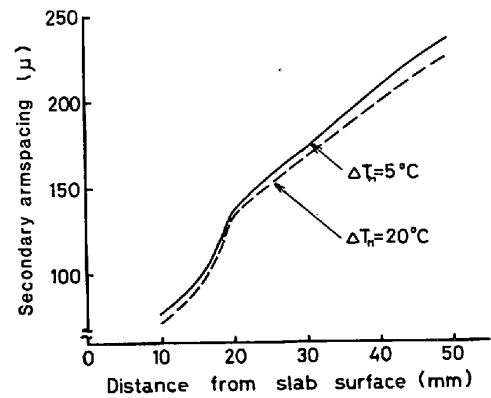


Fig. 15. Effect of superheat of molten steel in mold ( $\Delta T_M$ ) on secondary dendrite armpacing in slabs.

の減少は  $R$  を小さくする方向に働くといえる。

従って、薄鋼板添加による溶鋼温度低下の影響のみを考えると一次アーム間隔  $S_I$  は (18) 式から大きくなると推測される。しかるに、薄鋼板添加スラブと無添加スラブの  $S_I$  は Fig. 14 に示すように、添加スラブの方が小さくなっている。このことは溶鋼温度低下の影響よりも核供給の影響の方が強く、その結果、成長する一次アーム数が増加するため  $S_I$  が小さくなったと解釈できよう。

### 3.5.2 スラブ中心偏析におよぼすクレーター先端位置のロール・アライメントの影響

スラブの中心偏析に対しては、クレーター先端におけ



20 cm

Photo. 5. Sulfur print of slab added steel strip under off-alignment of rolls at the end of crater ( $\Delta T$ : 20°C).

る凝固シェルのバルジングの影響が極めて大きいので、相当位置のロールアライメントあるいはロールギャップの管理の重要性が指摘されている<sup>23)~26)</sup>。

薄鋼板を鋳型内容鋼に添加し、等軸晶帯を広くした場合のクレーター先端相当位置のロールアライメントの影響を調査すべく、クレーター先端相当のロールアライメントを設定値より故意に1mm大きくした状態で薄鋼板を10 kg/t添加して鋳造した場合のスラブのSプリントをPhoto. 5に示す。鋳造条件その他はPhoto. 3のスラブのそれとほぼ同じである。1mmのオフセットがあると等軸晶帯が厚み中央に約80%も生成しているにもかかわらず顕著な中心偏析が生じている。Fig. 10と同様な分析方法により中心部の最大偏析度(最大値/平均値)を調査したところ、C: 2.39, P: 2.75, S: 4.56と極めて高い値を示した。

以上から、スラブの凝固組織の80%が等軸晶帯となるような鋳造下においても、クレーター先端相当のロール間隔が適正值より大き過ぎ、従つてスラブがバルジングする条件では、中心偏析は防止できない。すなわち、スラブの中心偏析防止には、凝固組織を等軸晶化するのみでは不可であり、クレーター先端相当位置のロールアライメント、ロールギャップの管理を十分行い、スラブをバルジングさせないことが不可欠であることが確認された。

#### 4. 結 言

スラブ連鋳において、“添加冷材の未溶解”と“溶鋼の汚染”を解決した、新しい鋳型内容鋼への冷材添加法を検討・開発した。結果は以下のように要約される。

まず、冷材が溶け残らない添加条件を熱計算により予測し、

1) 溶解を律速するのは、冷材の周囲に形成される凝固殻であり、従つてその発達を極力抑えることが肝要である。

2) そのためには、冷材としては薄い肉厚のもので、かつ融点を被添加溶鋼のそれより若干低いものを使用するのがよい。

次に、スラブ(200×1240 mm)連鋳において、(0.5~

0.8) mm厚×130 mm幅の珪素鋼(液相線温度約1496°C)をSS41級の厚板用鋼(液相線温度約1517°C)に3~12 kg/t添加する実験を行い、

3) スラブの等軸晶率は、薄鋼板の添加量が増すとともに増大し、溶鋼過熱度 $\Delta T$ (タンディッシュ内容鋼温度-鋼の液相線温度)が10~15°Cの場合、4~6 kg/tの添加で75~80%、 $\Delta T$ が15~30°Cの場合、約6 kg/tの添加で約50%、同8 kg/tで65~75%、同12 kg/tで約80%となる。

4) スラブの中心偏析は、 $\Delta T$ が20°Cの場合、約6 kg/t以上、 $\Delta T$ が30°Cの場合、約8 kg/t以上の薄鋼板添加により、ほぼ消失させることができる。

5) 薄鋼板添加時に、鋳型内フラックスを排除するための耐火物製ボックスを溶鋼中に浸漬し、かつボックス内をArガスで保護することにより溶鋼の汚染はほぼ防止できる。

6) 薄鋼板添加により等軸晶が増大するのは、溶鋼の過熱度の減少効果ばかりでなく、鋳片内デンドライト一次アーム間隔が小さくなっていることから、鉄結晶核供給効果も考えられる。

7) スラブの中心偏析防止には、凝固組織を等軸晶化するのみでは不可であり、クレーター先端相当位置のロールアライメント、ロールギャップの管理を十分行ない、スラブをバルジングさせないことが不可欠である。

以上の知見をもとに作製した、鋳造条件に応じた冷材添加基準をもとに、溶鋼より融点の低い薄鋼板を本文のFig. 7に示すような自動添加装置により、Fig. 8に示す汚染防止用ボックスを介して鋳型内容鋼に添加する方法を等軸晶増大あるいは中心偏析防止用技術として生産工程において活用している。

#### 記 号

A: 冷材添加量 (%)

c: 溶質濃度 (%)

$C_c, C_m$ : 各々、冷材および溶鋼の平均比熱 (cal/g·°C)

$d_0$ : 線径 (cm)

h: 熱伝達係数 (cal/cm<sup>2</sup>·s·°C)

$h_1$ : 平板に沿った強制対流における熱伝達係数 (cal/cm<sup>2</sup>·s·°C)

$H$  : 含熱量 (cal/g)  
 $k$  : 平衡分配係数 (-)  
 $l$  : 冷材の先端からメニスカ方向への距離  
 (=  $l_n - V \cdot t$ ) (cm)  
 $l_n, l'_n$  : 添加した冷材が完全に溶解する点のメニスカ  
 からの距離 ( $n=1, 2, \dots$ ) (cm)  
 $L$  : 鋼の融解潜熱 (cal/g)  
 $m$  : 液相線勾配 ( $^{\circ}\text{C}/\%$ )  
 $r$  : 半径方向の距離 (cm)  
 $r_0$  : 半径 (cm)  
 $R$  : 凝固温度範囲の平均冷却速度 ( $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )  
 $S_I$  : 一次デンドライトアーム間隔 ( $\mu$ )  
 $S_{II}$  : 二次デンドライトアーム間隔 ( $\mu$ )  
 $t$  : 時間 (s)  
 $\Delta T$  : タンディッシュ内溶鋼過熱度 ( $^{\circ}\text{C}$ )  
 $\Delta T'$  : 修正溶鋼過熱度 ( $^{\circ}\text{C}$ )  
 $\Delta T_M$  : 鋳型内溶鋼過熱度 ( $^{\circ}\text{C}$ )  
 $V$  : 冷材の添加速度 (cm/s)  
 $x$  : 厚み方向の距離 (cm)  
 $x_0$  : 板厚 (cm)  
 $\theta$  : 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )  
 $\Delta\theta$  : 冷材添加による溶鋼温度降下量 ( $^{\circ}\text{C}$ )  
 $\phi$  : 換算温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )  
 $\lambda$  : 溶鋼の熱伝導率 (cal/cm $\cdot$ s $\cdot^{\circ}\text{C}$ )  
 $\lambda_d$  : 基準温度での鋼の熱伝導率 (cal/cm $\cdot$ s $\cdot^{\circ}\text{C}$ )  
 $\rho$  : 密度 (g/cm $^3$ )  
 $\nu$  : 動粘性係数 (cm $^2$ /s)  
 $Re_1$  : レイノルズ数,  $V \cdot l / \nu$  (-)  
 $Pr$  : プラントル数,  $\nu / \lambda$  (-)  
 $B, \alpha$  : 定数 (-)  
 [添字] a : 平均値, c : 冷材, m : 溶鋼, i : 冷材  
 と溶鋼の境界, L : 液相線, S : 固相線

## 文 献

- 1) 池原康允, 藤井秀敏: 特殊鋼, 22 (1973) 10, p. 13
- 2) 川原浩司: 日本金属学会誌, 38 (1974) 5, p. 440
- 3) 漆山信夫, 大岡耕之, 竹内英麿, 池原康允, 若松道生: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, S 112
- 4) 青山芳正, 星 記男: 第 40・41 回西山記念技術講座, 「鋼の連続鑄造技術における最近の進歩」 (1976), p. 209 [日本鉄鋼協会]
- 5) 竹内英麿, 森 久, 池原康允, 駒野忠昭, 柳井隆司: 鉄と鋼, 66 (1980) 6, p. 638
- 6) 大橋徹郎, 岡本昌文, 藤井博務: 公開特許公報, 昭 53-14609
- 7) 下山美明, 西阪博司, 池原康允, 竹内英麿: 特公昭, 52-19169
- 8) 川和高穂, 石黒守幸, 宮原 忍, 菅原功夫: 鉄と鋼, 61 (1975) 12, S 466
- 9) 新日鉄広畑: 第 60 回製鋼部会資料, 60-15 (1975)
- 10) 白岩俊男, 藤野允克, 杉谷泰夫, 石村 進, 山中和夫, 原田武男: 鉄と鋼, 64 (1978) 3, p. 411
- 11) 山森格之助, 梨和 甫, 川井俊彦, 岡田道雄, 永幡 勉, 小林経明, 竹山宗芳: 同上, 64 (1978) 4, S 289
- 12) 鈴木 章, 鈴木 武, 野崎輝彦, 芝田義夫: 同上, 60 (1974) 10, A 91
- 13) 上田徹雄, 児玉正範, 江本寛治, 飯田義治, 村田賢治, 野崎 努: 同上, 63 (1977) 4, S 124
- 14) 飯田義治, 児玉正範, 中井一吉, 黒田健三, 野崎努: 同上, 64 (1978) 4, S 131
- 15) 甲藤好郎: 伝熱概論 (1975) [養賢堂]
- 16) T. von KARMAN: Trans. ASME, 61 (1939), p. 705
- 17) R. J. SARJANT and M. R. SLACK: JISI, 177 (1954), p. 428
- 18) 江見俊彦, 垣生泰弘: 第 11 回凝固部会資料, 11-II-4, (1975)
- 19) 日本学術振興会, 日本鉄鋼協会: 「鉄鋼熱計算用数値」 [日刊工業新聞社]
- 20) 岡本 平, 岸武勝彦, 松尾秀助: 「鉄鋼の凝固」, p. 76 [日本鉄鋼協会, 鉄鋼基礎共同研究会, 凝固部会]
- 21) 鈴木 章, 長岡 豊: 日本金属学会誌, 33 (1969) 6, p. 658
- 22) 藤井徹也, 松野淳一, 大井 浩: 鉄と鋼, 60 (1974) 7, p. 1041
- 23) 川和高穂, 佐藤秀樹, 宮原 忍, 小谷野敬之, 根本秀太郎: 同上, 69 (1974) 5, p. 486
- 24) 熊井 浩, 浅野綱一, 大橋徹郎, 野村悦夫, 藤井博務: 同上, 60 (1974) 7, p. 894
- 25) 高石昭吾, 小舞忠信, 野呂克彦, 秋田靖博: 同上, 60 (1974) 7, p. 915
- 26) 住金和歌山: 第 62 回製鋼部会資料, 62-重-4, (1975)