

# 鋳片の表層凝固現象に及ぼす溶鋼流動の影響

論文

水上英夫\*・岡村隆之\*<sup>2</sup>・泉 進\*<sup>3</sup>・草川隆次\*<sup>4</sup>

## Effect of Molten Steel Flow on the Surface Solidification Phenomena of Ingots

Hideo MIZUKAMI, Takayuki OKAMURA, Susumu IZUMI and Takaji KUSAKAWA

### Synopsis :

The molten steel poured into the water cooled copper mold was rapidly solidified by changing the filling time. From the measurement of the temperature change in the copper mold, heat flux was calculated. Temperature distribution in the copper mold was simulated and predicted, and the primary dendrite arm spacing was calculated by use of the dendrite growth theory. Heat flux in the copper mold increased with time and reached a maximum value and then decreased gradually due to the formation of the air gap. The shorter was the filling time into the copper mold, the greater was its maximum value. The reason for this is that Nusselt number as a function of Reynolds number increases and extractive rate of heat increases with decreasing of the filling time. Therefore, it is found that the shorter is the filling time, the thicker is the initial solidification layer and the finer is the microstructures. By the modeling of the dendrite arm spacing based on TRIVEDI's growth theory, the arm spacing was found to be mainly influenced by the temperature gradient.

**Key words :** 18-8 stainless steel ; ingot ; fluid flow ; solidification ; heat transfer ; heat flux ; Nusselt number ; Reynolds number ; primary dendrite ; arm spacing.

## 1. 緒 言

鋳片の表面性状、および表層凝固組織は鋼の品質を決定する上で重要であるが、それらは溶鋼流動の影響を受けるものと考えられる。特に最近では、省エネルギー、生産性向上の観点から連続鋳造法、連鋳-圧延直結法が普及しており、さらにその高速鋳造化あるいはまた極限を追求した Near net shape 連鋳法が開発されつつあるが、それには初期凝固過程を明確にし、表面欠陥のない鋳片を安定して供給することが不可欠であると考えられる<sup>1)</sup>。

そこで、このような立場から鋳型内における初期凝固現象が最近注目されており、例えば TOMONO ら<sup>2)</sup>、ACKERMANN ら<sup>3)</sup>によりメニスカスの形状について研究されたり、SAUCEDO ら<sup>4)</sup>、LAKI ら<sup>5)</sup>によりメニスカスでの凝固モデルが検討されたりしている。また、鋳塊の初期凝固と表面性状について LAKI ら<sup>6)</sup>により、連鋳の初期

凝固については TAKEUCHI ら<sup>7)8)</sup>によつて研究されており、鋼の品質を向上するためにそれらの解析の重要性が指摘されている。一方、凝固時における強制対流についての研究が MEYER ら<sup>9)</sup>や OKAMOTO ら<sup>10)</sup>により行われており、その影響について報告されている。

ところで、一般の鋳片の凝固組織を見ると、表面からのある領域では他の領域と異なつた組織形態をしているのが普通であり、ここに組織的な不連続層が存在している。すなわち、この領域は初期凝固層であると考えられ、この厚さやそれに伴うマイクロ偏析により表面性状が著しく影響を及ぼされると思われ、これらの改善が鋼の品質向上の点で極めて重要であると思われる。したがつて、これらの生成機構を解明することにより、良好な表面性状の鋳片の製造が可能になると考えられる。そこで本研究では、初期凝固組織に及ぼす溶鋼流動の影響を明確にするため、下注ぎ鋳型に凝固収縮率の大きい 18-8 ステンレス鋼を鋳込み、鋳込み時間に対する表層凝固組織形

昭和 62 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 7 月 16 日受付 (Received July 16, 1987)

- \* 早稲田大学大学院 (Graduate School, Waseda University, 2-8-26 Nishiwaseda Shinjuku-ku, Tokyo 160)
- \*<sup>2</sup> 早稲田大学理工学部 (現: 早稲田大学大学院) (School of Science and Engineering, Now Graduate School, Waseda University)
- \*<sup>3</sup> 堺重工業(株) (Sakai Heavy Industries Co. Ltd.)
- \*<sup>4</sup> 早稲田大学理工学部 工博 (School of Science and Engineering, Waseda University)

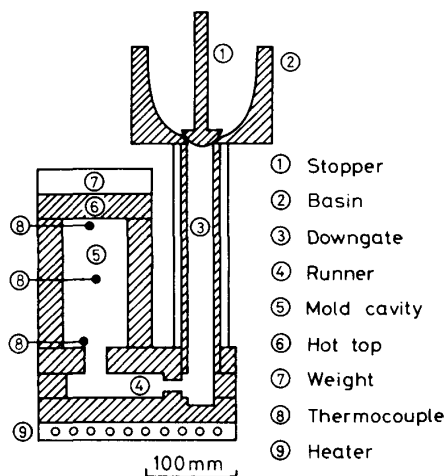


Fig. 1. Schematic diagram of the experimental apparatus for making ingots of stainless steel.

態の相異を観察するとともに、水冷銅板鑄型内における伝熱挙動を測定することにより、凝固組織と伝熱現象との定性的な関連付けを dendrite 成長理論を用いて行った。

## 2. 実験方法

Fig. 1 に実験装置の側面図を示す。ベイスン (Basin) は通気孔を開けた鋼板に断熱フェルトを張り、その上に耐火物を内張りして、ステンレス用塗型剤を塗り作製した。湯口には内径 30 mm, 外径 50 mm のアルミ管を用い、その周囲には断熱スリーブを設け保温性を良くした。このベイスンと湯口には、注湯直前までそれぞれにニクロム線を巻いたボビンを挿入し、内側から加熱することにより鑄型部への熱影響を抑えた。注湯の際にこれらのボビンを取り外し、別にガス・バーナーで予熱しておいたストッパーを取り付け、高周波溶解炉から直接ベイスンに注湯した。湯道部は 3 枚の耐火れんがをそれぞれ加工し、接着剤ではり合わせた。鑄型部への鑄込み時間を変えるために、湯道の途中の径を 5~30 mmφ の範囲で変化させた。また、湯道部の下にもヒーターを置くとともに、湯道部に埋め込んだ熱電対により湯道の温度が一定となるようにした。

鑄型部は 2 枚の耐火れんがと 2 枚の水冷銅板を組み合わせており、作製される鑄片の寸法は幅 80 mm, 厚さ 50 mm, 高さ 160 mm である。水冷銅板は厚さ 30 mm の圧延材に水冷ジャケットを銀ろう付けして作製した。また、鑄型底部には熱電対 (R 型) を設け、注湯温度の測定とともに鑄込み開始時間の検出を行い、さらに鑄型上部に設けた熱電対 (K 型) で鑄込み終了時間の検出をし

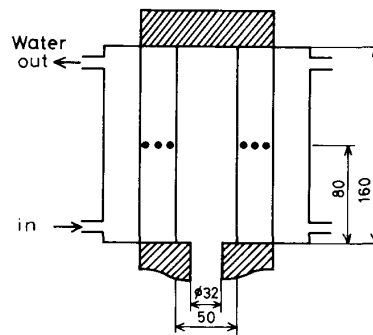


Fig. 2. Schematic view of the water cooled copper mold for rapid solidification.

て、鑄込み時間の計測を行った。鑄片の形状を一定とするために、鑄型上部には耐火れんがの押湯を設けた。これには小さな穴をいくつか開けてガス抜きを十分するとともに、溶鋼が達した際にはその中で凝固するようにした。

Fig. 2 には鑄型部の正面図を示す。下から鑄型内に入ってきた溶鋼は水冷銅板により 2 方向から冷却され、溶鋼が銅板表面に沿って流動しているもとで凝固するようにした。水冷銅板には高さ 80 mm で、表面から 5 mm, 15 mm, 25 mm の位置に素線径 0.1 mm の熱電対 (K 型) を 3 本埋め込み、デジタル・メモリーを介して起電力をレコーダーで記録し、それを温度に換算し、さらに熱流束を算出した。なお、その時のメモリーのサンプリング周期は 15 ms であつた。

水冷銅板鑄型では、初期の間は半無限固体として取り扱えるものと考えられる。そこで、温度測定の結果より、(1)式で示される非定常次元熱伝導方程式を用いて、鑄型の表面温度を算出した<sup>11)</sup>(記号は後述)。

温度を  $\theta = T - T_0$  とおき、表面温度を  $\theta_s$  とすると、

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \dots \dots \dots (1)$$

初期温度 :  $t=0$  で  $\theta=0$

境界条件 :  $x=0$  で  $\theta=\theta_s$

これを解くと(2)式が得られる。

$$\theta = \frac{x}{2\sqrt{\pi\alpha}} \int_0^t \theta_s(t-\tau)^{-\frac{3}{2}} \cdot \exp\left\{-\frac{x^2}{4\alpha(t-\tau)}\right\} d\tau \dots \dots \dots (2)$$

次に、鑄型表面からの距離  $x_1=5$  mm の位置における温度  $T_1$  をレコーダーの記録用紙から 0.25 s 間隔で読み取り、これを(2)式に代入して表面温度を数値解析して求めた。また、熱流束は(3)式により求めた。ただし、熱伝導率は  $3.90 [W/cmK]$  とした。

Table 1. Chemical composition of steel ingots (mass%).

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cr'/Ni'
1	0.07	0.52	0.84	0.032	0.006	17.67	8.92	1.72
2	0.08	0.55	0.72	0.032	0.007	17.91	8.56	1.78
3	0.06	0.53	0.78	0.033	0.007	18.14	8.88	1.81
4	0.05	0.46	0.74	0.034	0.008	18.00	9.03	1.81
5	0.05	0.37	0.76	0.034	0.008	17.86	9.05	1.77
6	0.05	0.48	0.78	0.034	0.008	17.90	9.20	1.77
7	0.07	0.33	0.71	0.034	0.007	17.71	8.67	1.75
8	0.06	0.56	0.74	0.033	0.007	17.99	8.98	1.79
9	0.05	0.50	0.75	0.034	0.007	17.91	9.10	1.79
10	0.05	0.44	0.74	0.034	0.007	17.86	9.06	1.78
11	0.06	0.37	0.68	0.033	0.008	17.81	9.01	1.74
12	0.07	0.61	0.77	0.034	0.008	17.92	9.11	1.73

Table 2. Experimental conditions.

Quantity	Value
Pouring temperature	1823 ± 10 K
Runner temperature	673 K
Deoxidization temperature	1973 K
Mold temperature	288 ± 3 K
Water temperature	288 ± 3 K
Flow rate of water	8 l/min
Roughness on the mold surface	2 μm

$$q = -k \frac{T_1 - T_s}{x_1} \dots \dots \dots (3)$$

Table 1 に作製したインゴットの化学組成を示す。また、最後の項には次式による Cr 当量 Cr' と Ni 当量 Ni' との比 Cr'/Ni' も示した<sup>12)</sup>。

$$Cr' = \text{mass\% Cr} + 1.5 \text{ mass\% Si}$$

$$Ni' = \text{mass\% Ni} + 0.31 \text{ mass\% Mn} + 22 \text{ mass\% C}$$

なお、WOLF<sup>13)</sup> によればこの比 Cr'/Ni' から初晶として凝固するフェライトの割合を求めることができる。いずれもこの値は 1.72~1.81 であるので、本実験では初晶としてフェライトが 90% 以上晶出しているものと思われる。

Table 2 に実験条件を示す。脱酸には Ca-Si (58.28 mass% Si, 33.79 mass% Ca, 0.42 mass% C) を用いた。水温は、水冷銅板のジャケット近傍の冷却水排水パイプに熱電対 (K 型) を差し込み測定したものであり、本実験における測定時間内での温度変化は見られなかった。鑄型表面の粗さは、#600 までのエメリー・ペーパーで磨き粗さ測定した結果を示している。

作製した鑄片の熱電対位置から試料を切り出し、ミクロ組織観察を行った。ミクロ組織の顕出には 10% しゅう酸電解エッチングを施した。なお、エッチング溶液には数滴の界面活性剤を添加し、液温 20°C、電圧 3 V、電流密度 0.04 A/cm<sup>2</sup>、時間 60 s で行った。

また、本研究では溶鋼流動の影響を比較するために、鑄込み時間を次式で示される Reynolds 数に換算した。

$$Re = ud / \nu \dots \dots \dots (4)$$

ただし、u は鑄型の高さを鑄込み時間で割った値を、d

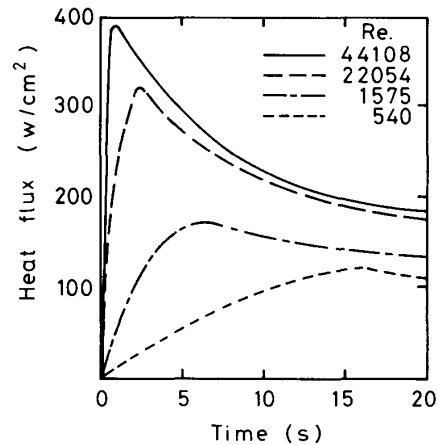


Fig. 3. Variation of heat flux behavior in the copper mold.

は 6.2 cm, ν は 7.4 × 10<sup>-3</sup> cm<sup>2</sup>/s とした。

### 3. 実験結果

本実験では湯道の径を 5~30 mmφ まで変えることにより、鑄込み時間が 0.3~31.8 s, Reynolds 数に換算すると 44 108~416 の範囲のものが得られた。また、注湯温度の測定は鑄型底部で行っているが、高周波炉からの出湯温度を調節することにより、各実験ともほぼ一定で、Table 2 に示すように 1550 ± 10°C を得ることができた。

#### 3.1 熱流束

Fig. 3 に温度測定の結果より算出した熱流束の値を示した。縦軸には熱流束の値を、横軸には溶鋼が鑄型壁内熱電対位置に達した時を基準とした時間を取っている。またここでは、鑄込み時間より求めた流れの状態を表す無次元の Reynolds 数として代表的な四つの場合、すなわち、44 108, 22 054, 1 575, 540 のものについて示した。

得られた曲線を見ると、鑄込み時間が短い。すなわち Reynolds 数が大きいものほど曲線の立ち上がりは急であり、かつ、その最大値は大きい。Reynolds 数が小さくなるにしたがって曲線の立ち上がりはゆるやかになるとともに最大値も小さくなり、しかもそれは明白でなくなってくるという結果が得られた。この熱流束の最大値は Reynolds 数が 44 108, 22 054, 1 575, 540 のものに対してそれぞれ 397, 301, 184, 117 W/cm<sup>2</sup> となった。また、約 50 s を経過するとどの場合に対してもほぼ一定値 60 W/cm<sup>2</sup> を示した。

Fig. 4 に各実験から得られた熱流束の最大値と時間との関係を示した。縦軸には熱流束の最大値を、横軸に

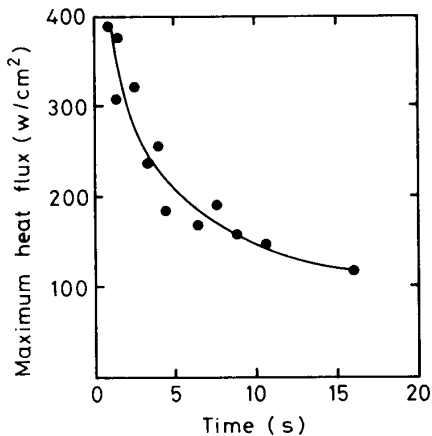


Fig. 4. Variation in the maximum heat flux with time.

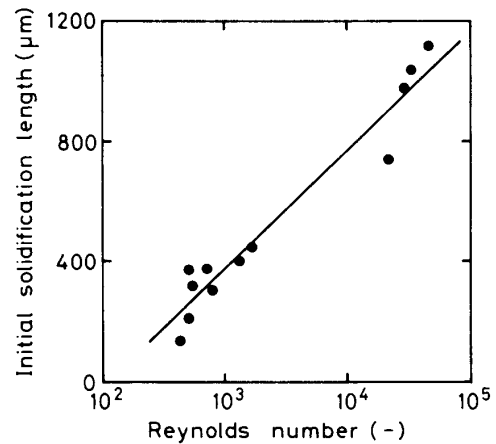
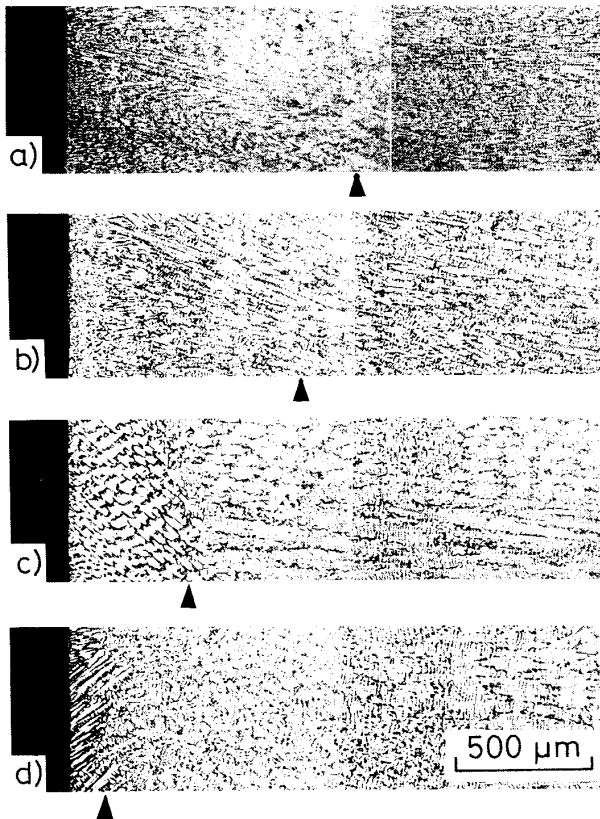


Fig. 5. Variation in the initial solidification length with Reynolds number.



Reynolds number : a) 44 108 b) 22 054 c) 1 575 d) 540  
▲ mark represents the front of initial solidification layer  
Photo. 1. Initial solidification structures.

は最大熱流束の生じる時間を取つてある。時間が短いものほど熱流束の最大値は大きく、時間が長くなるにつれて単調減少していくことがわかる。

### 3.2 ミクロ組織

Photo. 1 に代表的な四つの鑄片の熱電対位置にお

るミクロ組織を示す。a) が Reynolds 数が 44 108 で最も大きいものであり、以下 b) が 22 054, c) が 1 575, d) が 540 と順に小さいものを示している。これらの組織を見ると、表面近傍では他と異なるデンドライト形態をしており、表面から▲印までの範囲は Reynolds 数が大きいものほど広く、Reynolds 数が 44 108 のものでは 1 100  $\mu\text{m}$ , 22 054 のものでは 700  $\mu\text{m}$ , 1 575 のものでは 400  $\mu\text{m}$ , 540 のものでは 200  $\mu\text{m}$  となった。また、その領域におけるデンドライトも微細になっていることがわかる。このような領域を本研究では初期凝固層と定義することにする。

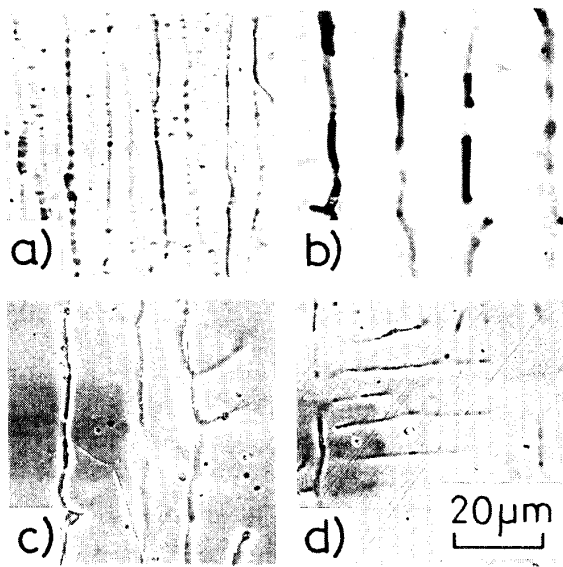
この初期凝固層厚さと、鑄込み時間より求めた Reynolds 数との関係を Fig. 5 に示す。これによれば、Reynolds 数の大きいものほど初期凝固層は厚く直線関係にあることがわかる。

Photo. 2 に表面から 50  $\mu\text{m}$  の位置におけるデンドライト縦断面の XMA イメージを示す。これより、この位置における 1 次デンドライト・アーム・スペーシングは Reynolds 数が 44 108, 22 054, 1 575, 540 のものに対してそれぞれ 9, 16, 22, 55  $\mu\text{m}$  であるという結果が得られた。

## 4. 考 察

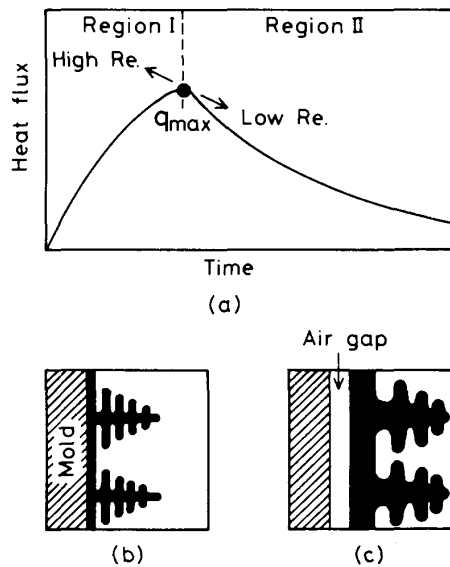
### 4.1 伝熱現象

Fig. 6 に熱伝達と凝固過程との関連を模式的に表した。(a) は熱流束の曲線を表しており、縦軸に熱流束を、横軸には時間を取つてある。一般に曲線には最大値が存在するため、これを境に伝熱現象に相異があるものと考えられるので、それぞれ領域 I と領域 II とに分け、それに対する模式図を (b) と (c) とに示した。(a) にお



Reynolds number : a) 44 108 b) 22 054 c) 1 575 d) 540

Photo. 2. XMA images at 50 μm from the chill surface.



(a) Heat flux behavior in the mold (b) Dendrite growth in region I without air gap (c) Dendrite growth in region II with air gap

Fig. 6. A model for the formation of the initial solidification layer.

ける熱流束の曲線の最大値は、鑄込み時間が短いものほど、すなわち Reynolds 数の大きいものほど左上に移動するが、逆の場合では右下に移動するという結果が得られた。

(b) は領域 I の状態を示したもので、鑄型と鑄片との接触状態が良好な場合であり、急速に凝固が進行し、それに伴う潜熱の影響が大であると考えられる。これを

溶鋼流動下における熱伝達の立場から考え、POHLHAUSEN の式<sup>14)</sup>を仮定する。

$$Nux = 0.332 \cdot Pr^{1/3} \cdot Rex^{1/2} \dots\dots\dots (5)$$

この式において物性値を表す Prandtl 数が一定であるとすると、局所 Nusselt 数が局所 Reynolds 数の平方根に比例することがわかる。したがって鑄込み時間の短いものほど Reynolds 数が大きいので、溶鋼流動下における鑄型に対する熱伝達の割合を表す局所 Nusselt 数も大きくなる。つまり、鑄込み時間の短いものほど水冷銅板鑄型と溶鋼との接触状態が良くなるために、溶鋼の過熱度が急速に除去されて、熱流束の最大値が大きくなると考えられる。ただし、過冷による溶鋼側への熱の流れはないものと仮定する。

次に(c)は領域IIの状態を示したもので、領域Iで形成された凝固殻の熱収縮により鑄型と鑄片との間にエア・ギャップが生じ、放射熱伝達、およびエア・ギャップ内における空気による自然対流熱伝達によるため熱流束が減少するものと考えられる。なお、NISHIDA ら<sup>15)</sup>によれば熱伝達率が最大となつた時に鑄片の熱収縮と鑄型の熱膨張とによる差が大きくなり、これによりエア・ギャップが生じ、熱伝達率が急速に減少としている。つまり、このことによりエア・ギャップが生じると、水冷銅板鑄型内における熱流束も急激に減少するものと考えられる。

したがって、水冷銅板鑄型に沿って流動している溶鋼が、ある Reynolds 数すなわちある Nusselt 数のもとで冷却されることにより初期凝固層が形成され、それに伴う熱収縮により鑄型-鑄片間にエア・ギャップが形成されて熱流束が急激に減少するものと考えられる。

4.2 1次デンドライト・アーム・スペーシング

ここでは、実験で得られた水冷銅板鑄型内の温度変化の測定値に基づき凝固解析を行うとともに、デンドライト成長理論を用いて1次デンドライト・アーム・スペーシングを Fe-Cr 系で計算し、実際の測定値との比較を定性的に行つた。

まず最初に、溶鋼が水冷銅板鑄型に接したことにより形成される固相の成長について考える<sup>16)</sup>。一般に、非定常一次元熱伝導方程式は次式のように与えられる。

$$\alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{\partial T}{\partial t} \dots\dots\dots (6)$$

ここで、形成される凝固層厚さを時間の関数  $M(t)$  とすると、境界条件は次のようになる。

$$\begin{cases} M(0) = 0 \\ T(0, t) = T_s \dots\dots\dots (7) \\ T(M, t) = T_m \end{cases}$$

また、固液界面では熱収支により次式が得られる。

$$k \frac{\partial T}{\partial x} = \rho H \frac{dM}{dt} \dots\dots\dots (8)$$

形成されつつある凝固相内における温度分布は未知であるため、ここではこれを二次方程式で仮定することにする。このことと、(6)、(7)、(8)式により凝固層厚さ  $M(t)$  が時間  $t$  を与えることにより次のように求めることができる。

$$\begin{cases} M = 2\beta\sqrt{at} \\ \beta = \sqrt{3} \left[ \frac{1-(1+\mu)^2 + \mu}{5+(1+\mu)^2 + \mu} \right]^{\frac{1}{2}} \dots\dots\dots (9) \\ \mu = \frac{2(T_M - T_s)C_p}{H} \end{cases}$$

ただし、本研究では実験結果より時間  $t=0.25[s]$  における温度  $T_s$  を用いて  $M(t)$  を算出した。

次に TRIVEDI<sup>17)</sup> による長円体モデルの dendrite 成長理論に基づき、1次 dendrite・アーム・スペーシング  $\lambda_1$  を求める。Dendrite 先端における過冷度  $\Delta T_{tip}$  は IVANTSOV 関数<sup>18)</sup> を用いて次式のように与えられている。

$$\frac{\Delta T_{tip}}{\Delta T_0} = \frac{k_0 I v(P)}{1 - (1 - k_0) I v(P)} \cdot \left[ 1 + \frac{1}{2} \psi N_g(P) + \frac{2\Lambda}{P^2} f(P) \right] \dots\dots\dots (10)$$

ただし、上式中の無次元数  $P, \psi, \Lambda$  はそれぞれ次式で定義されるものである。

$$P = \frac{R \cdot r_{tip}}{2D} \dots\dots\dots (11)$$

$$\psi = \frac{2\bar{G}D}{Rk_0\Delta T_0} \dots\dots\dots (12)$$

$$\Lambda = \frac{\gamma R}{2\Delta S D k_0 \Delta T_0} \dots\dots\dots (13)$$

さらに、(10)式中で用いられている関数  $N_g(P), f(P)$  はそれぞれ次式で定義される。

$$N_g(P) = \frac{1 - I v(P)}{I v(P) - P + P I v(P)} - \frac{1}{I v(P)} \dots\dots\dots (14)$$

$$f(P) = 0.25 N_2(P) - \frac{P}{I v(P)} \dots\dots\dots (15)$$

ここで、(15)式中の関数  $N_2(P)$  は TRIVEDI<sup>19)</sup> によれば、次のような近似式で表すことができる。

$$N_2(P) \cong 3.84 + 4P \dots\dots\dots (16)$$

一方、Marginal stability criterion に基づいて dendrite 先端における濃度  $C_{tip}$  は次式のように定めることができる。

$$\frac{C_{tip}}{C_\infty} = \frac{1}{2} \psi + \frac{\Lambda L}{P^2} \dots\dots\dots (17)$$

また、GLICKSMAN ら<sup>20)</sup> により(17)式中の定数  $L$  は立方晶の場合、すなわち dendrite に対しては 28 とされている。以上(9)、(10)、(17)式を用いて、(18)式を満たすように成長速度  $R$  の関数として曲率半径  $r_{tip}$  を求めることができる。

$$\Delta T_{tip} = m_L(C_{tip} - C_\infty) + \frac{2\gamma}{\Delta S r_{tip}} \dots\dots\dots (18)$$

よつて、これまでの結果を用いて TRIVEDI<sup>21)</sup> により与えられている dendrite・アーム・スペーシングの関係式(19)から1次アーム・スペーシング  $\lambda_1$  が得られる。

$$\frac{\lambda_1^2 G}{Rk_0\Delta T_0} = \frac{4\sqrt{2} \Lambda L}{P^2} \dots\dots\dots (19)$$

本研究では実験値から(9)式を用いて成長速度  $R$  と温度勾配  $G$  を求め、これらの値を(19)式に代入し1次 dendrite・アーム・スペーシングを算出した。なお、温度勾配  $G$  であるが、固液界面すなわち  $x=M(t)$  における凝固層内での温度曲線の接線の傾きとした。また、(12)式中の有効温度勾配  $\bar{G}$  は、BURDEN ら<sup>22)</sup> によれば  $G$  で近似できるのでこの値を用いて計算を行った。

Fig. 7 には dendrite 先端における過冷度  $\Delta T_{tip}$  と成長速度  $R$  との関係を示した。この過冷度の範囲内では、温度勾配  $G$  が 285, 40 K/cm のものは  $R$  の増大とともに大きくなり、 $R$  が大きくなるにつれてそれぞれの  $\Delta T_{tip}$  の差が小さくなる、つまり  $R$  が大きくなると  $\Delta T_{tip}$  に対する  $G$  の寄与が小さくなることわかる。また、 $G$  が 2218, 1037 K/cm の場合の曲線には  $\Delta T_{tip}$  に最小値が存在している。一般に、 $G$  の値の大きいも

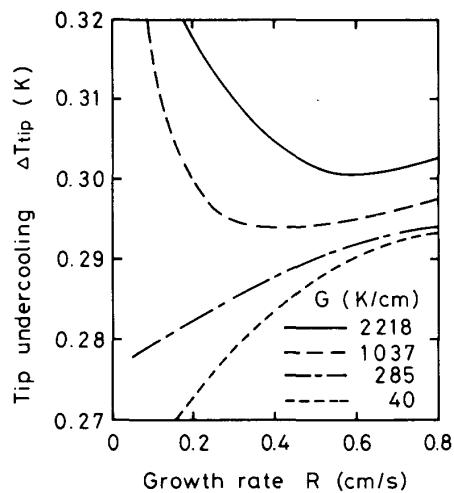


Fig. 7. The relation between tip undercooling and growth rate.

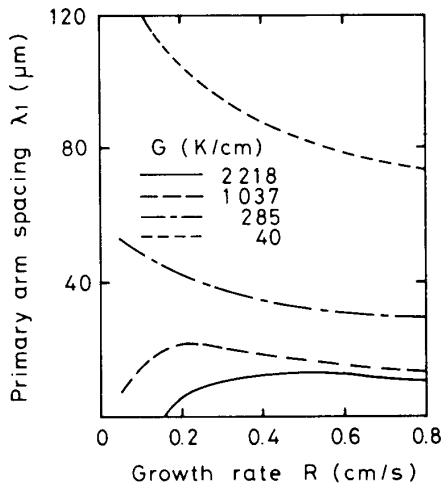


Fig. 8. Theoretical prediction in the primary dendrite arm spacing as a function of growth rate for various thermal gradient.

の方が  $\Delta T_{tip}$  の値も大きいことがわかるが、ここで得られた結果によるとその値はどれも小さく、 dendrite 成長の駆動力項の一部をなす dendrite 先端における過冷度の寄与は小さいことがわかる。

Fig. 8 には 1 次 dendrite・アーム・スペーシング  $\lambda_1$  と成長速度  $R$  との関係を示した。計算範囲において、温度勾配  $G$  が 40, 285 K/cm のものでは  $R$  が增大するにしたがって  $\lambda_1$  は減少しているが、 $G$  が 1037, 2218 K/cm のものでは  $\lambda_1$  に最大値が存在している。さらに、 $G$  が大きいものほど  $\lambda_1$  は小さくなるという結果が得られたが、 $\lambda_1$  を小さくするためには  $G$  を大きくするか、あるいは  $R$  を大きくすればよいが、曲線がなだらかであることから  $\lambda_1$  には  $R$  よりも  $G$  の方の寄与が大きいものと考えられる。一方、 $\lambda_1$  の測定値は  $G$  が 2218, 1037, 285, 40 K/cm に対してそれぞれ 9, 16, 22, 55  $\mu\text{m}$  であるが、 $G$  が大きい二つに対しては測定値と計算値とが一致する点が曲線上に存在するけれども、 $G$  が小さい二つについては一致する点がなく、その差は大きい。この原因としては、TRIVEDI の成長理論が dendrite 先端部を球にみなした一つの dendrite が、定常状態で成長しているとしたものであるが、水冷銅板鑄型内の温度測定結果に基づいた、平滑界面を有する凝固計算は非定常状態におけるものであるためと考えられる。さらに、温度勾配  $G$  が大きい二つの場合に対して測定値と一致した計算結果が得られたことは、 $G$  が大きいほど 1 次 dendrite・アーム・スペーシングが小さく、固液界面の摂動時の波長が短いためであると考えられる。

## 5. 結 言

鑄片の表面性状と表層組織に影響を及ぼす溶鋼流動を伴う初期凝固現象を解明するために、18-8 ステンレス鋼を水冷銅板鑄型に鑄込み、その時の銅板内の伝熱挙動を測定し、マイクロ組織との関連付けを dendrite 成長理論を用いて定性的に行った。それにより以下の結果が得られた。

(1) 鑄込み時間の短いものほど水冷銅板鑄型内の熱流束は急激に増大し、最大値が存在する。この最大値の出現前は Reynolds 数の増大による Nusselt 数の増加によるためであり、出現後はエア・ギャップの生成によるものと考えられる。なお、本実験で得られた熱流束の最大値は 397~107  $\text{W}/\text{cm}^2$  であつた。

(2) 鑄込み時間の短いものほど、すなわち Reynolds 数の大きいものほど初期凝固層は厚く、微細な dendrite 組織が得られることがわかつた。この初期凝固層はエア・ギャップ生成以前に形成されたものと思われ、鑄込み時間の短いものほど水冷銅板鑄型への抜熱量も大きいためであると考えられる。なお、初期凝固層厚さは 1100~200  $\mu\text{m}$  という結果が得られた。

(3) TRIVEDI による dendrite 成長理論を用いて、実験結果より得られた温度履歴から凝固計算を行うことにより、1 次 dendrite・アーム・スペーシングを算出した。その結果、温度勾配の大きいものでは測定値と一致する値が得られた。また、アーム・スペーシングへの寄与は成長速度よりも温度勾配の方が大きいことがわかつた。

本論文をまとめるに当たり有益な御助言をいただきました早稲田大学鑄物研究所特別研究員、工学博士、M. I. T. Research Associate 塩原融氏に深く感謝いたします。また、実験を行うに際して多大な御助力をいただきました早稲田大学鑄物研究所渡辺義勝氏に謝意を表します。

## 記 号

- $C_{tip}$ : dendrite 先端における溶質濃度 [mass%]
- $C_{\infty}$ : バルクの溶質濃度 [mass%]
- $C_p$ : 比熱 [J/gk]
- $D$ : 拡散係数 [ $\text{mm}^2/\text{s}$ ]
- $d$ : 相当直径 [mm]
- $G$ : 温度勾配 [K/mm]
- $H$ : 潜熱 [J/g]
- $Iv(P)$ : IVANTSOV 関数 [—]
- $k$ : 熱伝導率 [W/mmK]
- $k_0$ : 平衡分配係数 [—]
- $M(t)$ : 凝固層厚さ [mm]
- $m_L$ : 液相線の勾配 [K/mcss%]
- $Nu$ : Nusselt 数 [—]

$P$ : Peclet 数 [—]  
 $Pr$ : Prandtl 数 [—]  
 $q$ : 熱流束 [ $W/mm^2$ ]  
 $R$ : 成長速度 [ $mm/s$ ]  
 $Re$ : Reynolds 数 [—]  
 $r_{tip}$ : デンドライト先端の曲率半径 [ $\mu m$ ]  
 $\Delta S$ : 単位体積当たりの溶融エントロピー [ $J/mm^3K$ ]  
 $T_M$ : 融点 [K]  
 $T_0$ : 鑄型初期温度 [K]  
 $\Delta T_0$ : 凝固温度範囲 [K]  
 $T_s$ : 鑄型表面温度 [K]  
 $\Delta T_{tip}$ : デンドライト先端における過冷度 [K]  
 $t$ : 時間 [s]  
 $u$ : 流速 [ $mm/s$ ]  
 $x$ : 距離 [mm]  
 $\alpha$ : 温度伝導率 [ $mm^2/s$ ]  
 $\gamma$ : 表面張力 [N/mm]  
 $\lambda_1$ : 1次デンドライト・アーム・スペーシング [ $\mu m$ ]  
 $\nu$ : 動粘度 [ $mm^2/s$ ]  
 $\rho$ : 密度 [ $g/mm^3$ ]

#### 文 献

- 1) 草川隆次: 鉄と鋼, 71 (1985), A200
- 2) H. TOMONO, W. KURZ and W. HEINEMANN: Metall. Trans. B, 12 (1981), p. 409
- 3) P. ACKERMANN, W. HEINEMANN and W. KURZ: Arch. Eisenhüttenwes., 55 (1984), p. 1
- 4) I. SAUCEDO, J. BEECH and G. J. DAVIES: Met. Technol., 9 (1982), p. 282
- 5) R. S. LAKI, J. BEECH and G. J. DAVIES: Ironmaking Steelmaking, 11 (1984), p. 283
- 6) R. S. LAKI, J. BEECH and G. J. DAVIES: Ironmaking Steelmaking, 12 (1985), p. 233
- 7) E. TAKEUCHI and J. K. BRIMACOMBE: Metall. Trans. B, 15 (1984), p. 493
- 8) E. TAKEUCHI and J. K. BRIMACOMBE: Metall. Trans. B, 16 (1985), p. 605
- 9) J. L. MEYER, F. DURAND, R. RICOU and C. VIVES: Metall. Trans. B, 15 (1984), p. 471
- 10) K. MURAKAMI, T. FUJIYAMA, A. KOIKE and T. OKAMOTO: Acta Metall., 31 (1983), p. 1425
- 11) H. S. CARSLAW and J. C. JAEGER: Conduction of Heat in Solids 2ed. (1986), p. 62 [Oxford Univ. Press]
- 12) Ö. HAMMAR and U. SVENSSON: Solidification and Casting of Metals (1979), p. 401 [The Metals Society, London]
- 13) M. WOLF: Ironmaking Steelmaking, 13 (1986), p. 248
- 14) M. N. ÖZISIK: Heat Transfer, A Basic Approach (1985), p. 156 [McGraw-Hill]
- 15) Y. NISHIDA, W. DROSTE and S. ENGLER: Metall. Trans. B, 17 (1986), p. 833
- 16) G. H. GEIGER and D. R. POIRIER: Transport Phenomena in Metall. (1980), p. 329 [Addison-Wesley]
- 17) R. TRIVEDI: J. Cryst. Growth, 49 (1980), p. 219
- 18) G. P. IVANTSOV: Dokl. Akad. Nauk. SSSR, 58 (1947), p. 567
- 19) R. TRIVEDI: Acta Metall., 18 (1970), p. 287
- 20) S. C. HUANG and M. E. GLICKSMAN: Acta Metall., 29 (1981), p. 701, 717
- 21) R. TRIVEDI: Metall. Trans. A, 15 (1984), p. 977
- 22) M. H. BURDEN and J. D. HUNT: J. Cryst. Growth, 22 (1974), p. 109