

## 論 文

UDC 621.746.042 : 621.746.39 : 536 : 421

## 連鑄鑄型内不均一凝固に及ぼす合金成分の影響\*

杉谷 泰夫\*\*・中村 正宣\*\*\*

Influence of Alloying Elements on Uneven Solidification  
in Continuous Casting Mould

Yasuo SUGITANI and Masanobu NAKAMURA

## Synopsis:

The influence of alloying elements on uneven solidification in a continuous casting mould has been investigated by emptying unsolidified steel out of flat mould composed of water-cooled copper plate and sand. The following results are obtained:

(1) In this experiment without withdrawal of strand and without use of powder, the solidified shell is formed as unevenly as in continuous casting mould, for specific alloying elements and contents.

(2) In carbon steel, the unevenness of solidified shell has the maximum value at 0.11–0.13% C, and decreases rapidly when the carbon content deviates slightly away from this range. This tendency is the same as in longitudinal cracking of continuously cast slab.

Also in SUS 304, Fe–11.6%Mn, Fe–10.1%Ni, and Fe–5.6%Si steels, the uneven solidification has been observed.

(3) A formation model of the uneven solidification has been proposed. Namely, bending force towards liquid steel is potentially exerted at upper part of shell by the difference of amount of shrinkage between water-cooled copper plate side and liquid steel side of shell during solidifying and cooling. This force is encouraged by additional shrinkage accompanying  $\delta \rightarrow \gamma$  transformation near solid-liquid interface of the shell. When high-temperature strength of shell is good and this force overcomes the ferrostatic pressure, the shell bends actually towards liquid steel and air gap is formed between the shell and mould. In this way, retardation of solidification is generated locally, and shell is formed unevenly.

## 1. 緒 言

連鑄スラブの無手入れ圧延化をはかるには、縦割れなどの表面欠陥のない良好な鑄片を得ることが必要であり、そのため、各種表面欠陥の発生機構を明らかにして防止策を講じる必要がある。

表面欠陥のうち縦割れの発生は鋼種によつて差があり、中・高炭素鋼より低炭素鋼で著しく、これには、SINGH らの報告<sup>1)</sup>にある、連鑄鑄型内において炭素を約 0.1% 含む鋼の場合に凝固シェル不均一発達が著しくなることが関係していると思われる。すなわち、鑄型内で不均一凝固したシェルの厚さの薄い部分には、復熱による強度低下と応力集中によつて縦割れが生じやすく、

縦割れ防止のためはシェルを均一に発達させることが重要と考えられる。

この鑄型内不均一凝固の発生機構について、GRILL<sup>2)</sup>らは次のようなモデルを提出している。彼らによれば、凝固シェルは、その上端の鑄型側表面において  $\delta \rightarrow \gamma$  変態に伴う 0.38%<sup>3)</sup> という大きな縦方向収縮を受け、鑄型との間に部分的に空隙ができる。そのため、この部分に凝固遅れが生じる。鑄片の引き抜きとともにこうした凝固遅れの部分が次々にできて、シェルは不均一発達するようになる、との考えである。

しかし、 $\delta \rightarrow \gamma$  変態は凝固時または凝固直後に起きることから、収縮は凝固シェルの鑄型側表面の上端部のみならず溶鋼側内面にも大きく生じることになり、GRILL

\* 昭和 53 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 1 月 18 日受付 (Received Jan. 18, 1979)

\*\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

\*\*\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

らの説明では不十分と思われる。

そこで、本研究では、実験室規模の鑄込み装置を用いて排出法による実験を行い、平衡状態図上  $\delta \rightarrow \gamma$  変態を伴う合金系とそうでない系の凝固シェルの発達状態を調査し、不均一凝固の発生機構を明らかにしようとした。

## 2. 実験

### 2.1 実験装置

Fig. 1 に示す、水冷銅一面と残りは砂型からなる扁平鑄型 (断面寸法  $130 \times 500 \text{ mm}^2$ , 高さ  $500 \text{ mm}$ ) に、種々の合金成分を含む溶鋼約  $200 \text{ kg}$  を溶融シリカ製浸漬ノズルを通して鑄込む。鑄込み後数秒して鑄型底部より溶鋼を強制的に排出し、水冷銅側に凝固シェルを得た。

ここで、湯面上昇速度が、実機において鑄片引き抜き速度  $0.8 \text{ m/min}$  の時のメニスカスの鑄型に対する最大上昇速度  $0.96 \text{ m/min}^*$  程度になるよう、浸漬ノズル内径および吐出孔径をそれぞれ  $35 \phi$ ,  $20 \phi$  としたが、得られた値は約  $0.72 \text{ m/min}$  であった。

パウダーや保温剤は、凝固シェルの不均一発達への影響が複雑になることと溶鋼の汚染を懸念して、用いなかった。

鑄込み温度の測定は、砂型側より市販の消耗型熱電対先端を鑄型内に突き出して、行つた。

### 2.2 実験方法

平衡状態図上  $\delta \rightarrow \gamma$  変態を伴う合金系として Fe-C, Fe-Mn, Fe-Ni, そうでない系として Fe-Si, Fe-Cr を

\* 実機でのメニスカスの鑄型に対する最大上昇速度は、次のようにして求められる。  
鑄片引き抜き速度  $V_c = 0.8 \text{ m/min}$ , オシレーション・サイクル  $n = 80 \text{ c/min}$ , オシレーション・ストローク  $S = 7 \text{ mm}$  の時 (ネガティブ・ストリップ, 40%), 最大上昇速度  $V_{\max} = \pi S n / 1000 - V_c = 0.96 \text{ m/min}$  となる。

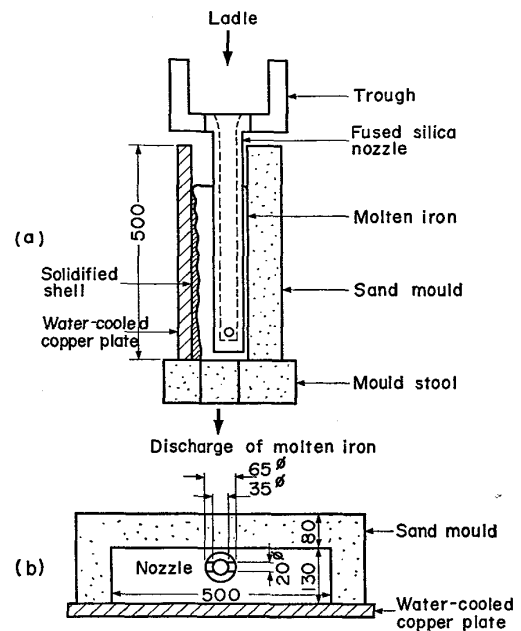


Fig. 1. Experimental apparatus.  
(a) Mould and pouring device  
(b) Plane view of mould

選び、次の4系列の組成の溶鋼を鑄込んだ。

- (i) 低炭素 Al キルド鋼相当組成において、その C 含有量のみを変えたもの (17 チャージ),
- (ii) 実用低炭素鋼 (40, 50 kg/mm<sup>2</sup> 級鋼, APIX-60 相当 Nb 添加鋼, 耐候性 Cu-Cr-Ni-V 添加鋼),
- (iii) SUS 304, 430,
- (iv) Fe-Mn, Fe-Ni, Fe-Si, Fe-Cr 合金 (各2組成で、合計8チャージ)。

Table 1, 2 に、得られた凝固シェルの化学組成を示す。Table 1 には鑄込み条件も合わせて記してある。

Table 1. Chemical compositions of solidified shell and casting conditions.

| Grade | Chemical composition (%) |          |      |      |       |       |      |      |       |       |         | Casting condition     |                    |                |
|-------|--------------------------|----------|------|------|-------|-------|------|------|-------|-------|---------|-----------------------|--------------------|----------------|
|       | C                        | Si       | Mn   | P    | S     | Cu    | Ni   | Cr   | V     | Nb    | sol. Al | Casting speed (m/min) | Temp. of iron (°C) | Superheat (°C) |
| I     | Al-killed steel*         | 0.0/0.92 | 0.25 | 0.32 | 0.010 | 0.011 |      |      |       |       | 0.027   | 0.72                  | 1500 / 1582        | 39             |
|       | 40 kg/mm <sup>2</sup>    | 0.13     | 0.24 | 0.75 | 0.010 | 0.010 |      |      |       |       | 0.015   | 0.77                  | 1551               | 29             |
|       | 50 kg/mm <sup>2</sup>    | 0.12     | 0.20 | 1.23 | 0.011 | 0.011 |      |      |       |       | 0.023   | 0.74                  | 1546               | 25             |
| II    | Nb bearing steel         | 0.12     | 0.29 | 1.32 | 0.004 | 0.007 |      |      |       | 0.025 | 0.027   | 0.48                  | 1544               | 24             |
|       | Cu-Cr-Ni-V bearing steel | 0.11     | 0.24 | 0.96 | 0.011 | 0.015 | 0.30 | 0.13 | 0.54  | 0.05  | 0.032   | 0.81                  | n d                | n d            |
| III   | SUS 304                  | 0.01     | 0.46 | 1.32 | 0.006 | 0.008 |      | 9.97 | 18.86 |       | 0.005   | 0.77                  | 1515               | 62             |
|       | SUS 430                  | 0.08     | 0.44 | 0.59 | 0.008 | 0.011 |      | 0.06 | 16.65 |       | < 0.001 | 0.70                  | 1547               | 49             |

\* In this case, the figures indicate average values or limits.

Table 2. Chemical compositions.

| Grade | Chemical composition (%) |                |                |               |                |                |               |               |
|-------|--------------------------|----------------|----------------|---------------|----------------|----------------|---------------|---------------|
|       | C                        | Si             | Mn             | P             | S              | Ni             | Cr            |               |
| IV    | Fe-Mn                    | 0.004<br>0.003 | trace<br>0.09  | 0.11<br>11.62 | 0.001<br>0.009 | 0.001<br>0.003 |               |               |
|       | Fe-Ni                    | 0.004<br>0.004 | trace<br>trace | 0.02<br>0.01  | 0.001<br>0.003 | 0.001<br>0.001 | 3.39<br>10.09 |               |
|       | Fe-Si                    | 0.007<br>0.006 | 2.38<br>5.59   | 0.05<br>0.04  | 0.002<br>0.003 | 0.001<br>0.001 |               |               |
|       | Fe-Cr                    | 0.003<br>0.012 | 0.02<br>trace  | 0.01<br>0.01  | 0.002<br>0.002 | 0.005<br>0.007 |               | 4.45<br>16.50 |

型例を示している。(a) は溶鋼側内面であり、(b) は水冷銅側表面である。

シェルの溶鋼側内面には、(a) に見るように、特定の成分、含有量において、連铸鑄型内で見られると同様の凹凸が認められた。このことより、鑄片の引き抜きがなくパウダー未使用の本実験においても、凝固シェルの凹凸形成に関し、連铸鑄型内凝固現象

なお、上記(IV)については、電解鉄にフェロアロイまたは合金成分金属を添加して所定の濃度を得た。

鑄込み実験で得られた凝固シェルについて、次の調査を実施した。

(i) シェル溶鋼側内面に見られる凹凸のうち、基準面積(シェル上端より 100~300 mm で、中央より左右 200 mm の、200×400 mm<sup>2</sup> の部分)あたりの凸部の個数を数えて、不均一発達度を求める、

(ii) シェル水冷銅側表面および縦断面形状を観察する、

(iii) キャリパー・ゲージにより、10 mm 幅でシェル厚さを測定する。

### 3. 結 果

#### 3.1 不均一凝固の見られるシェルの外観

Photo. 1 は、凝固シェルの厚さに不均一の見られる典

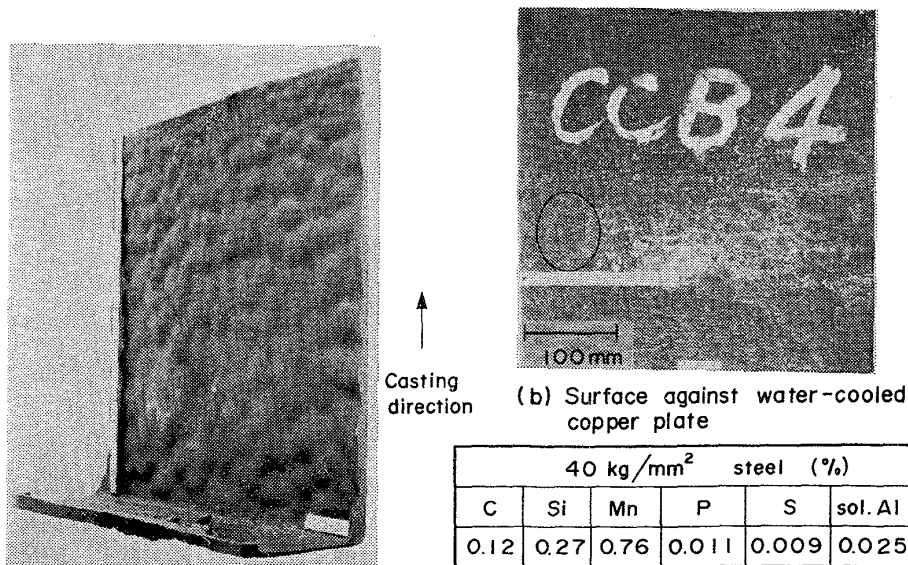
をほぼ再現しているものと思われる\*。

なお、(a) からわかるように、凹凸はシェル上端部付近では細かいが、下方に向かって粗くなっており、凝固時間が長くなるにつれて不均一状態は緩和されていくものと思われる\*\*。

次に、水冷銅側表面では、通常は湯じわが 2~3 mm 幅で平行に走っているのが見られるだけであるのに、炭素鋼で炭素を 0.11~0.13% 前後含むものについては、(b) に見るように、湯じわの上にさらに、いくつかの小斑点からなる 40~70 mm 大の亀の甲状斑点が認められた。(b) の一部を拡大して Photo. 2 に示す。この亀の甲状斑点は、中央が高く、周辺が溝状に凹んでいる。こ

\* 厳密に言えば、本実験に用いた水冷銅と連铸鑄型とはは熱状態が異なる。すなわち、後者が定常的であるのに対し前者は非定常的であり、実機での鑄込み初期の状態に相当している。

\*\* このことから、後述の Fig. 13 に示す鑄込みパターンが大きく変わると、凸部の数を数えて求めた不均一発達度にも影響してくると思われるので、鑄込みパターンはなるべく一定になるようにした。



(a) Inner surface

Photo. 1. Appearance of unevenly solidified shell.



Photo. 2. Surface of shell against water-cooled copper plate.

のことについては、考察で再び触れる。

### 3.2 不均一凝固に及ぼす合金成分の影響

#### (1) C含有量の影響

Fig. 2 は、低炭素 Al キルド鋼相当組成においてそのC含有量のみを変えた時の凝固シェル不均一発達度を、C含有量に対してプロットしたものである。

Photo. 3 に、C含有量を変えた時の凝固シェル断面形状を特徴あるものに限って示す。これらは、それぞれ、シェル上端より 100, 200, 300 mm 位置での横断面である。

Fig. 2 より、不均一凝固の見られるのは 0~0.5% C

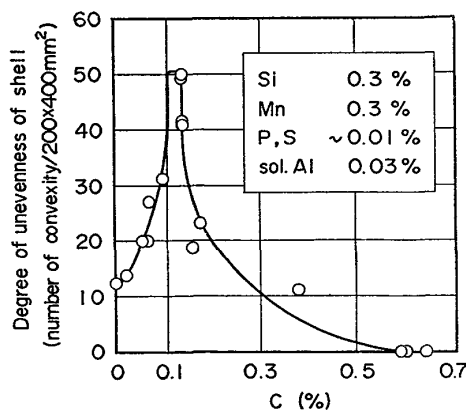


Fig. 2. Effect of carbon content on degree of unevenness of shell.

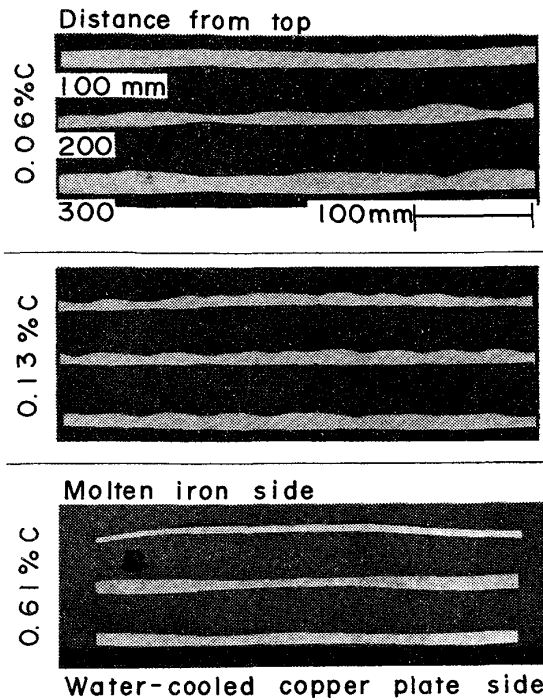


Photo. 3. Profile of transverse sections of shell.

範囲であり、そのうち、0.11~0.13% C 付近で不均一度は最大になるのがわかる。また、このC領域を 0.02% 程度はずすことにより不均一度は半減する。こうした傾向は SINGH らの実験結果<sup>1)</sup> と基本的に一致しており、また連铸スラブの縦割れ発生率のC含有量依存性<sup>4)</sup> と類似している。

なお、0~0.5% C 範囲は、Fe-C 系平衡状態図上初晶として  $\delta$  相を晶出する領域に相当しており、鋳片は凝固時または凝固直後に  $\delta \rightarrow \gamma$  変態を伴うことが予想される。

Fig. 3 は、凝固シェル厚さの測定結果から、付録に示す計算方法によつてシェル全体の平均凝固係数  $\bar{k}$  (mm/min<sup>1/2</sup>) を求め、C含有量に対してプロットしたものである。先と同じ 0.11~0.13% C 域を中心に平均凝固係数は低下しており、シェル全体としての凝固遅れが認めら

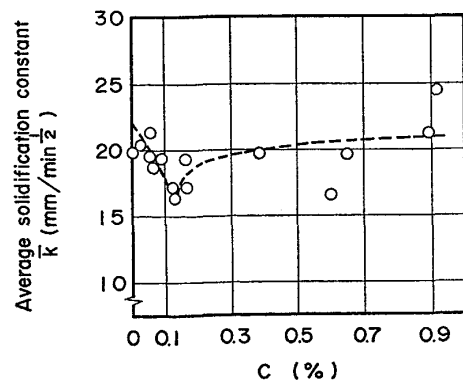


Fig. 3. Dependence of average solidification constant on carbon content.

れる。このことは、実機において、鋳型への抜熱速度が 0.09~0.13% C 域で低下するとした橋らの報告<sup>5)</sup>、小規模実験において、0.10% C 付近で低下するとした SINGH らの報告<sup>6)</sup>と基本的に一致している。

(2) 実用低炭素鋼の凝固シェル<sup>7)</sup>の発達状態

Photo. 4 に、実用低炭素鋼である 40, 50 kg/mm<sup>2</sup> 級鋼, API X-60 相当 Nb 添加鋼, 耐食性 Cu-Cr-Ni-V 添加鋼の凝固シェル横断面形状を示す。いずれも、不均一発達度は 50 前後と大きく、また、水冷銅側表面には亀の甲状斑点が認められた。

これらの実用低炭素鋼は、組成的には Fe-0.1% C 合金に Mn を 1% 前後、または Nb, Cu, Cr, Ni, V を微量添加したものであり、平衡状態図として Fe-C 系のものがほぼ代用できるものと思われる。その場合、これらの実用低炭素鋼は、その C 含有量からして、初晶として  $\delta$  相を晶出し、凝固時または凝固直後に  $\delta \rightarrow \gamma$  変態を伴うことが予想される。

(3) SUS 304, 430 の場合

Photo. 5 に、SUS 304, 430 の凝固シェル横断面形状を示す。SUS 304 では、不均一発達度は 38 と大きい、SUS 430 は 17 で比較的均一に発達している。なお、亀の甲状斑点は、いずれも認められなかった。

ここで、SUS 304(18Cr-8Ni) は、Fe-Cr-Ni 系平衡状態図<sup>8)</sup>上初晶として  $\delta$  相を晶出し、凝固時または凝固

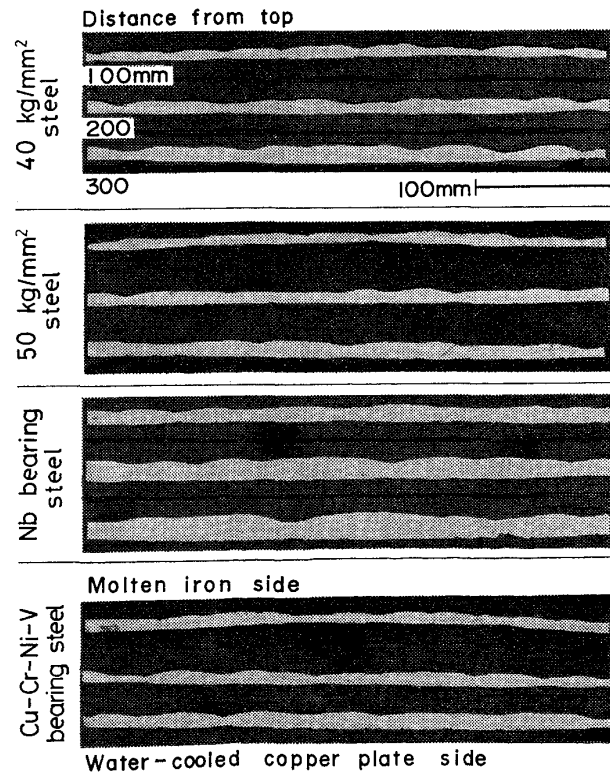


Photo. 4. Profile of transverse sections of shell.

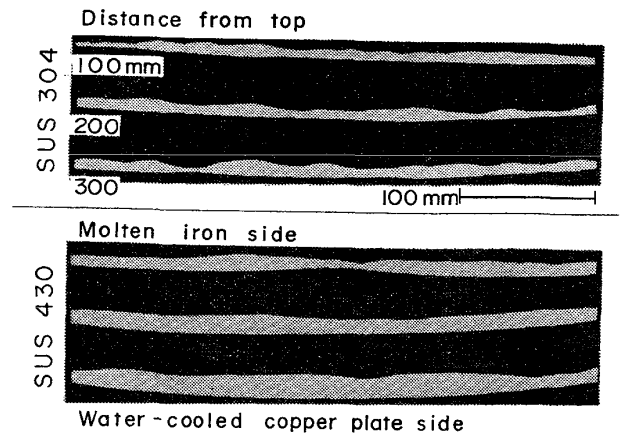


Photo. 5. Profile of transverse sections of shell.

直後に  $\delta \rightarrow \gamma$  変態を伴う。しかし、SUS 430 にはそのような高温変態は見あたらない (Fig. 4 参照)。

(4) Fe-Mn, Fe-Ni, Fe-Si, Fe-Cr 合金の場合

これまでの実験から、不均一凝固には  $\delta \rightarrow \gamma$  変態が何らかの意味で関与していると思われる。

そこで、不均一凝固と  $\delta \rightarrow \gamma$  変態の関係を明らかにするため、平衡状態図上初晶として  $\delta$  相を晶出し、凝固時または凝固直後に  $\delta \rightarrow \gamma$  変態を伴う可能性のある Fe-Mn, Fe-Ni 合金と、そうでない Fe-Si, Fe-Cr 合金について、鋳込み実験を行った。Fig. 4 に結果を示す。図中、○印は不均一凝固の著しいもの (不均一発達度にし

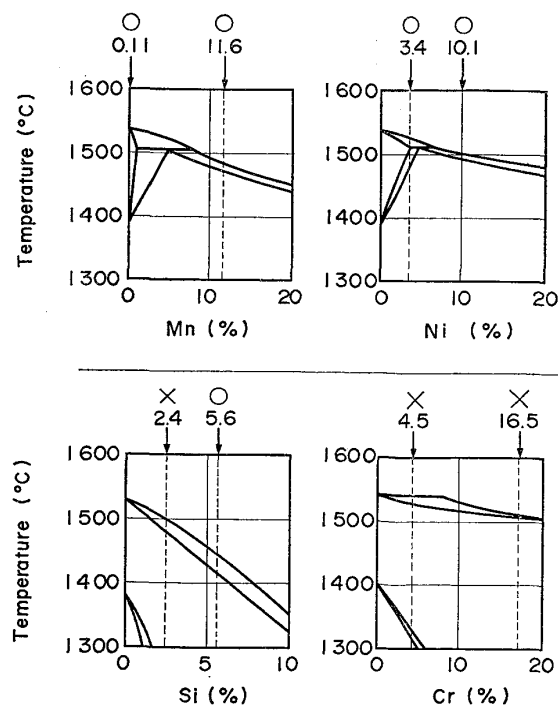


Fig. 4. Fe-Mn-, Fe-Ni, Fe-Si, Fe-Cr phase diagrams. (○ uneven, × even)

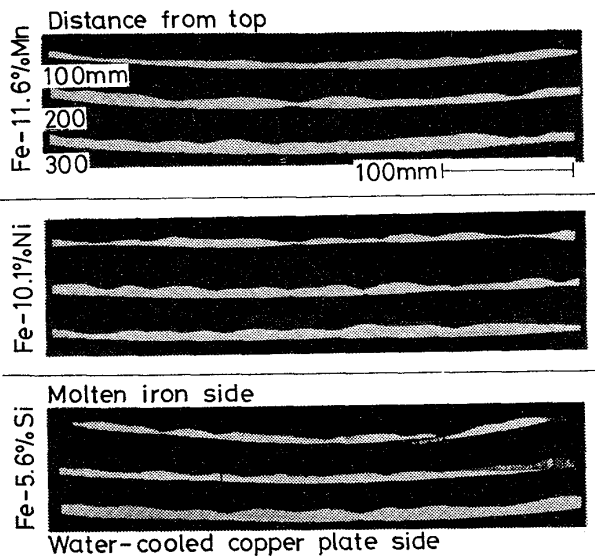


Photo. 6. Profile of transverse sections of shell.

て 40~50 前後), ×印は比較的均一に凝固したもの(不均一発達度にして 10~20 前後)を意味している. なお, ○印のものには, ごく薄く亀の甲状斑点が認められた.

Fig. 4 からわかるように, Fe-Mn, Fe-Ni 合金では, 平衡状態図上  $\delta \rightarrow \gamma$  変態を生じない合金含有量 (11.6% Mn, 10.1% Ni) でも Photo. 6 に見るよう不均一凝固している. Fe-Si, Fe-Cr 合金では, Photo. 6 に見る Fe-5.6%Si で不均一凝固したことを除いて, ほぼ均一に凝固している.

これらの事実より, 不均一凝固と  $\delta \rightarrow \gamma$  変態の関係は GRILL らのモデル<sup>2)</sup> ほど単純ではないと考えられる.

#### 4. 考 察

不均一凝固は, シェルが部分的に鑄型と離れることによつて生じると考えられる. このようなシェルの変形を可能にするものとして, まず,  $\delta \rightarrow \gamma$  変態に伴う収縮をあげることができるが, 実験事実として, 平衡状態図上  $\delta \rightarrow \gamma$  変態を伴わない合金系または合金含有量でも不均一凝固することから, それ以外の要因, たとえば通常の冷却に伴う収縮の影響についても考える必要があると思われる.

ここでは, まず, 今一度不均一発達したシェルの縦断面形状を詳細に観察し, シェルの変形状態についてその特徴を述べる. 次に, シェルの伝熱解析を行い, 変形に対する通常の冷却に伴う収縮の影響を調べる. 続いて, 文献による  $\delta \rightarrow \gamma$  変態挙動に関する知識をもとにその影響を考える. 最後に, まとめとして, 不均一凝固の発生機構について述べる.

#### 4.1 亀の甲状斑点

先に, Photo. 1, 2 に, シェル水冷銅側表面の亀の甲状斑点を示したが, さらに, Photo. 7 に, その縦断面を示す. この縦断面にはピクリン酸飽和水溶液によるデンドライト・エッチが施されている.

Photo. 1, 2 および 7 から, 凝固不均一の著しいシェルについて, 次のことがいえる.

(i) シェル溶鋼側内面の上端部にすでに 10 mm 大の凸部が見られる. この凸部の大きさは下に行くほど大きくなる.

(ii) シェル水冷銅側表面には亀の甲状斑点が見られる. シェル上端部の斑点は 10 mm 大と小さいが, 下に向かうにつれて, いくつかの小斑点からなる 40~70 mm 大の大きな亀の甲状斑点が見られるようになる.

(iii) 大きな亀の甲状斑点は, シェル溶鋼側内面の凸部と対応している.

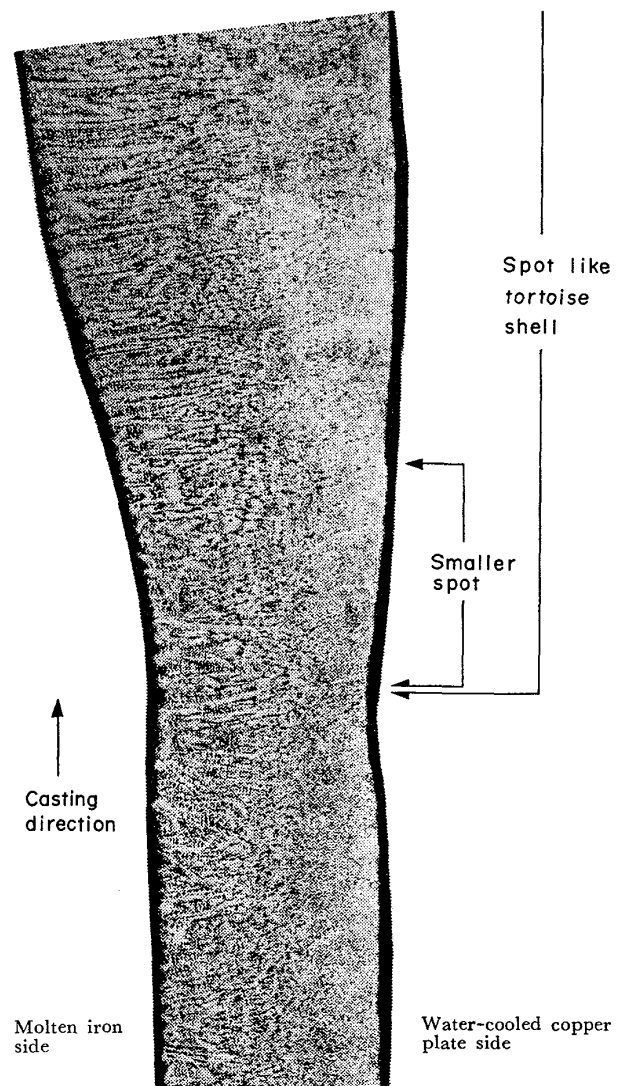


Photo. 7. Profile of longitudinal section of unevenly solidified shell. (magnification 4)

(iv) 亀の甲状斑点の周辺部は、溝状に鋭く凹んでいる。

(v) シェル水冷銅側表面には、一般に 2~3 mm 幅に湯じわが見られるが、小斑点は数本の湯じわにまたがっている。

Fig. 5 は、湯じわ、小斑点、大きな亀の甲状斑点、シェル溶鋼側内面凸部の関係を模式的に示したものである。

以上の観察から、不均一凝固と亀の甲状斑点とは密接に関連していること、また、この亀の甲状斑点の周辺部は、あたかも溶鋼側へ向けて力を受けたごとく、鋭く凹んでいること、がわかつた。

4.2 凝固シェルの伝熱解析

凝固シェル内の冷却速度に分布があれば、シェルは収縮量に違いを生じて変形する可能性がある。そこで、Fig. 6 に示す、シェルと鋳型は完全接触してとしたモデル化により、以下にみる凝固シェルの 1 次元非定常伝熱解析を行い、冷却速度分布を求めた。

溶鋼側と銅板について、次の 1 次元非定常伝熱式が成

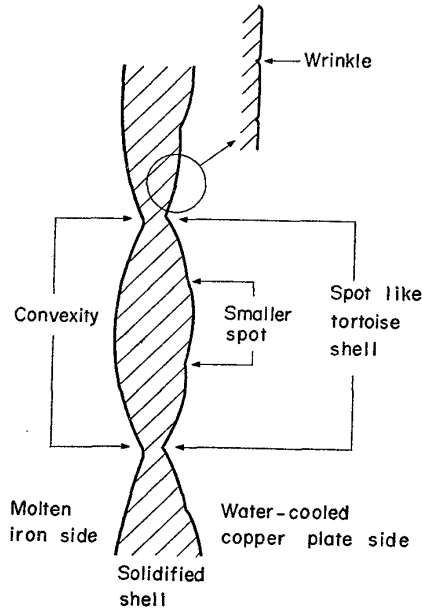


Fig. 5. Schematic drawing of longitudinal section of unevenly solidified shell.

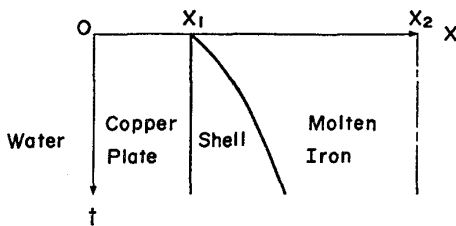


Fig. 6. Schematic representation for heat transfer analysis.

り立つ。

$$\frac{\partial H_S}{\partial t} = \frac{k_{dS}}{\rho_S} \left( \frac{\partial^2 \phi_S}{\partial x^2} \right) \dots\dots\dots (1)$$

$$\frac{\partial H_M}{\partial t} = \frac{k_{dM}}{\rho_M} \left( \frac{\partial^2 \phi_M}{\partial x^2} \right) \dots\dots\dots (2)$$

(1), (2) 式を初期条件 (3), (4) 式, 境界条件 (5)~(8) 式のもとで差分法により解く。

$$t=0, 0 \leq x < x_1, T_M = T_W \dots\dots\dots (3)$$

$$t=0, x_1 \leq x \leq x_2, T_S = T_S^\circ \dots\dots\dots (4)$$

$$0 < t, x=0, k_{dM}(\partial \phi_M / \partial x) = h_W(T_M - T_W) \dots (5)$$

$$\text{ただし, } h_W = 0.023(k_W/d_W)Re^{0.8}Pr^{0.33} \tau$$

$$0 < t, x=x_1, T_M = T_S \dots\dots\dots (6)$$

$$k_{dM}(\partial \phi_M / \partial x) = k_{dS}(\partial \phi_S / \partial x) \dots\dots (7)$$

$$0 < t, x=x_2, \partial \phi_S / \partial x = 0 \dots\dots\dots (8)$$

計算結果を Fig. 7, 8 に示す。

Fig. 7 は、高さ方向の任意の位置において、湯面が通過して一定時間後の、銅板表面から溶鋼側への温度分布を示している。この図から、シェル内の各点における冷却速度がわかる。たとえば、湯面通過 0.2 s 後に A 点は固相線温度にあるが、さらに 0.2 s 経過すると、A 点の温度は B まで下がる。

凝固シェルの水冷銅側と溶鋼側の冷却速度について、Fig. 7 からわかることを整理すると、次のようになる。

(i) 湯面通過後 0.02 s 以内に、シェル水冷銅側温度は約 1000°C 下がる。

(ii) その後、湯面通過後 1 s 以内では、シェル溶鋼側温度は数百 °C/0.2 s の割合で下がるのに対し、水冷銅側温度は数 °C/0.2 s と小さい。

(iii) 湯面通過後数 s 経つと、溶鋼側冷却速度も次第に小さくなり、水冷銅側冷却速度との間に差はなくなる。

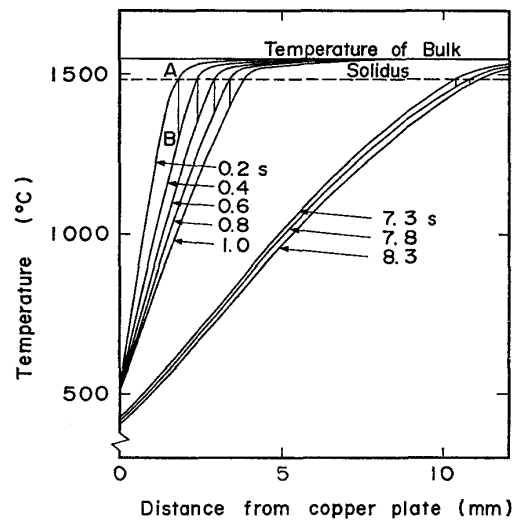


Fig. 7. Change of temperature distribution with time.

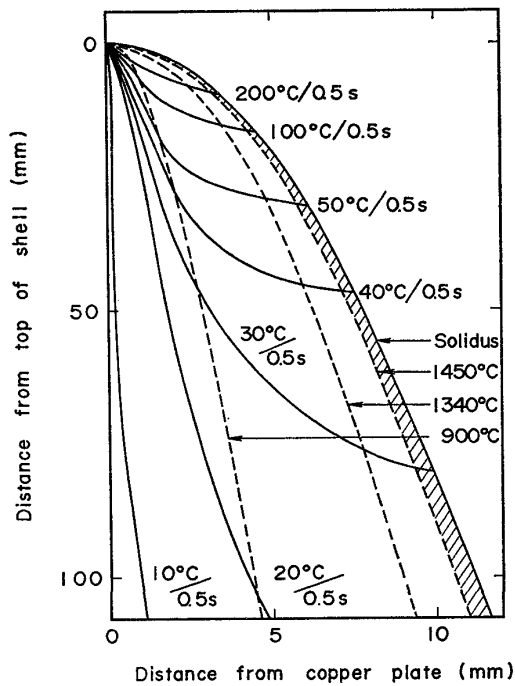


Fig. 8. Temperature profiles of shell and distribution of amount of temperature drop in 0.5 s.

以上のことをシェル全体についてみたのが Fig. 8 である。図には、冷却速度分布が、温度分布とともに示されている。

Fig. 8 より、シェル上端より約 0.2mm までの領域を除いて、冷却速度は溶鋼側へ向かうにつれて大きくなること、しかし、上端より数十mm 下がると、冷却速度は水冷銅側、溶鋼側ともに小さく、またその差はほとんどないこと、がわかる。

このことは、つまり、凝固シェルの上部には、溶鋼側に近いほど大きな冷却速度に伴う大きな収縮が生じ、潜在的に溶鋼側へたわもうとする力が働くことを意味している。

伝熱解析では、シェルと鑄型は完全接触しているとしたが、空隙ができた場合、シェル水冷銅側表面では温度が上昇して膨張するので、シェルはますます溶鋼側へたわもうとすることになる。

#### 4.3 $\delta \rightarrow \gamma$ 変態の影響

GRAY ら<sup>4)</sup> は、Fe-C 系平衡状態図に基づき、 $\delta \rightarrow \gamma$  変態に伴う線収縮量を 0.38%<sup>3)</sup> として、固相線下 100°C までの平均線収縮率を求めている。そして、固相線下 50°C までの平均線収縮率の C 含有量依存性が連铸スラブの縦割れ発生率のそれとよく似ていることから、 $\delta \rightarrow \gamma$  変態に伴う付加的収縮を固相線下 50°C までの間に受けるとしている。

著者らが、MOROZENSKII ら<sup>5)</sup> のデータをもとに固相線下 40°C までの平均線収縮率を求めて C 含有量依存性を調べたところ、Fig. 9 に見るように、GRAY らと同様の結果を得た。

Fig. 10 は、GRAY らの得た結果をもとに、Fe-0.1% C 合金について、固相線下各温度までの線収縮量を求めたものである。

以上をまとめて、C を 0.1% 前後含む鋼種は、固相線下数十 °C 以内に  $\delta \rightarrow \gamma$  変態に伴う大きな収縮を受けるものと思われる。

このことを Fig. 8 について考えてみると、 $\delta \rightarrow \gamma$  変態を伴う鋼種では、斜線部の固液界面近傍に大きな変態収縮が生じ、シェル上部に潜在的に働いている溶鋼側へたわもうとする力をさらに強めることになる。

なお、シェルにこうした力が働くことは、亀の甲状斑点の周辺部で鋭く凹んでいることから、肯定される。

#### 4.4 不均一凝固の発生機構

これまでの検討結果をふまえて、次のように不均一凝固の発生機構、つまり、小斑点や亀の甲状斑点の生成機構を考えることができる。

(i) 湯じわは、表面張力で支え切れなくなった溶鋼

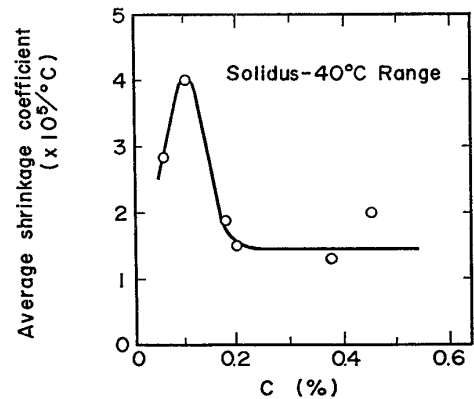


Fig. 9. Effect of carbon content on shrinkage after solidification.

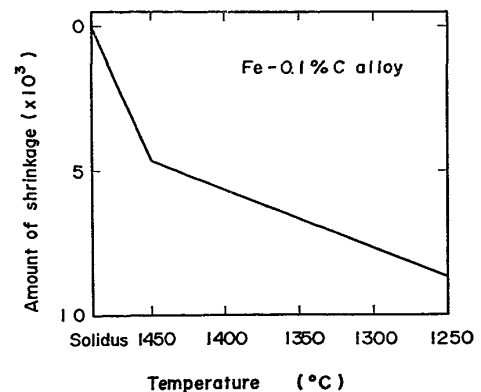


Fig. 10. Amount of shrinkage after solidification.



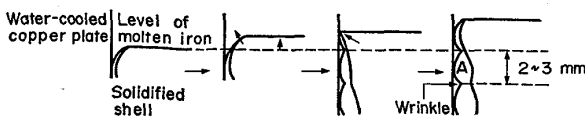


Fig. 11. Formation mechanism of wrinkle.

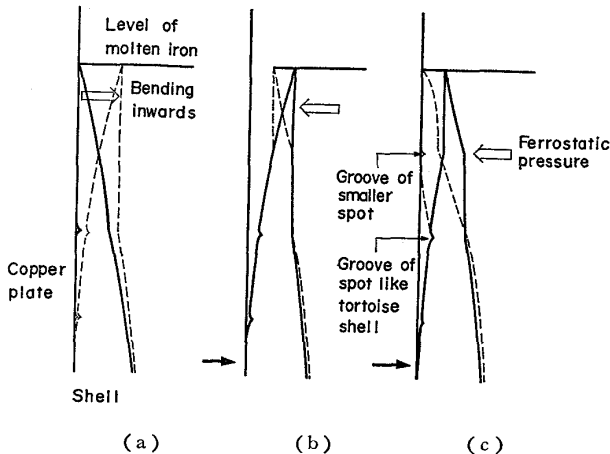


Fig. 12. Formation mechanism of uneven solidification.

が間欠的に水冷銅と接触することによってできる (Fig. 11).

(ii) 小斑点または亀の甲状斑点が形成されるかどうかは、シェル上部に潜在的に作用し、 $\delta \rightarrow \gamma$  変態に伴う収縮によつてさらに強められる、溶鋼側にたわもうとする力と、水冷銅へ押し戻そうとする溶鋼静圧、さらに、シェルの高温強度との関係によつて、決まる。

たとえば、Fe-0.1%C 合金のように、固液界面近傍に  $\delta \rightarrow \gamma$  変態に伴う大きな収縮が生じる場合、適度の高温強度があれば、Fig. 12 の (a) に見るように、シェルは溶鋼静圧に打ち勝つて溶鋼側にたわむ。この時、鑄型との間に空隙ができるので、シェル上部に復熱が起きて強度は低下する。そのため、(b) に見るように、シェル上端部は溶鋼静圧を受けて塑性変形し、くびれができる。このくびれが小斑点溝にあたる。さらには、(c) に見るように、より下方にある以前にできた小斑点溝で大きくくびれ、シェル上端部は再び水冷銅に接触するようになる。この小さなくびれが亀の甲状斑点溝にあたる。これらの溝部では凝固遅れが生じ、シェルは不均一に発達することになる。

$\delta \rightarrow \gamma$  変態を伴わない合金系でも、高温強度が十分に大きければ、シェルは溶鋼静圧に打ち勝つて溶鋼側にたわむ。Fig. 4 において、Fe-11.6%Mn, Fe-10.1%Ni 合金で不均一凝固したのはこのためと思われる。しかし、Fe-5.6%Si 合金でも不均一凝固しており、高温強度に関する今後の検討が必要である。

この不均一凝固発生機構モデルは、連鑄鑄型内のように、鑄型オシレーションや鑄片引き抜きがあり、また、パウダーを使用している、多少の複雑さは増すものの、大きな誤りなく適用できるものと思われる。

### 5. 結 言

水冷銅と砂型からなる扁平鑄型を用いて鑄込み実験を行い、不均一凝固に及ぼす合金成分の影響を調査したところ、次の結果を得た。

(i) 鑄片の引き抜きがなく、またパウダー未使用の本実験においても、特定の成分、含有量において、連鑄鑄型内で見られると同様の不均一凝固が見られ、本実験は、凝固シェルの凹凸形成に関し、連鑄鑄型内凝固現象をほぼ再現していると思われる。

(ii) 炭素鋼で、炭素を 0.11~0.13% 前後含むものの凝固シェル不均一度が最も大きい、この C 領域を 0.02% 程度はずすことにより不均一度は半減する。この傾向は、連鑄スラブの縦割れ発生率の C 含有量依存性と類似している。

また、SUS 304 や、Fe-11.6%Mn, Fe-10.1%Ni, Fe-5.6%Si 合金でも不均一凝固が見られた。

(iii) 得られた凝固シェルの観察結果と凝固シェル上部の伝熱解析、さらに、文献による  $\delta \rightarrow \gamma$  変態挙動に関する知識をもとに、不均一凝固の発生機構について考えた。

すなわち、凝固シェル上部には、水冷銅側と溶鋼側の冷却速度の違いによる収縮量の差から、潜在的に溶鋼側にたわもうとする力が作用しており、この力は固液界面近傍の  $\delta \rightarrow \gamma$  変態に伴う収縮によつてさらに強められる。シェルの高温強度が十分にあつて、この力が溶鋼静圧に打ち勝つた時、シェルは溶鋼側にたわむ。続いて、復熱によるシェル強度の低下から再び水冷銅に接触しても、シェルのくびれた部分で水冷銅との間に空隙ができ、局部的に凝固遅れが生じる。こうして、シェルは不均一に発達するようになると思われる。

最後に、本研究の発表を許可された住友金属工業(株)取締役中央技術研究所長小田尚輝博士、ならびに終始ご指導いただいた同研究所次長梅田洋一氏に感謝いたします。

### 付録 平均凝固係数 $\bar{k}$ の算出

得られた凝固シェルの位置 (i, j) における局所凝固係数  $k_{i,j}$  (mm/min<sup>1/2</sup>) は、シェル厚さを  $d_{i,j}$  (mm) とすれば、(1) 式によつて求められる。

$$k_{i,j} = d_{i,j} / \sqrt{t_i} \dots \dots \dots (1)$$

本実験での鑄型内湯面位置の時間変化は Fig. 13 で示さ

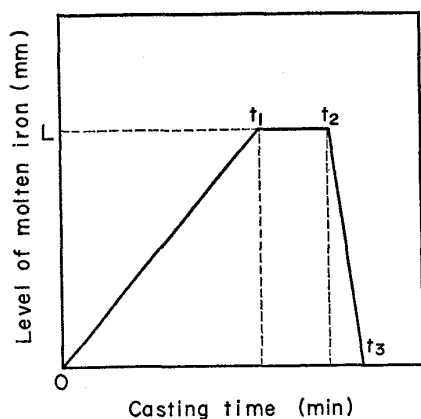


Fig. 13. Change of level of molten iron with time.

れるので、凝固時間  $t_1$  (min) は (2) 式で表わされる。

$$t_1 = (l/L)t_2 + (t_2 - t_1) + (l/L)(t_3 - t_2) \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $L$  (mm) はシェル高さ、 $l$  (mm) はシェル上端から位置 (i, j) までの距離である。

$k_{i,j}$  から、平均凝固係数  $\bar{k}$  が (3) 式によつて算出できる。

$$\bar{k} = \sum_{i,j} k_{i,j} / n \dots \dots \dots (3)$$

$n$  は測定点の数であり、約 1600 点である。

#### 記号

|                                      |                             |
|--------------------------------------|-----------------------------|
| $c_w$ : 水の比熱                         | (kcal/kg·°C)                |
| $d_w$ : 鑄型冷却水流路の幅                    | (m)                         |
| $H$ : エンタルピ                          | (kcal/kg)                   |
| $h_w$ : 鑄型と冷却水間の伝熱係数                 | (kcal/m <sup>2</sup> ·h·°C) |
| $k_d$ : 基準温度における熱伝導度                 | (kcal/m·h·°C)               |
| $k_w$ : 水の熱伝導度                       | (kcal/m·h·°C)               |
| $Pr$ : プラントル数 ( $c_w \eta_w / k_w$ ) | (-)                         |

|   |                      |
|---|----------------------|
| $Re$ : レイノルズ数 ( $\rho_w u_w d_w / \eta_w$ ) | (-)                  |
| $T$ : 温度                                    | (°C)                 |
| $t$ : 時間                                    | (h)                  |
| $u_w$ : 鑄型冷却水流速                             | (m/h)                |
| $x$ : 厚さ方向距離                                | (m)                  |
| $\eta_w$ : 水の粘性係数                           | (kg/m·h)             |
| $\rho$ : 密度                                 | (kg/m <sup>3</sup> ) |
| $\phi$ : 換算温度                               | (°C)                 |

#### 添字

M : 鑄型, S : 鑄片, W : 冷却水, ○ : 初期

#### 文献

- 1) S. N. SINGH and K. E. BLAZEK: J. Metals, 26 (1974) 10, p. 17
- 2) A. GRILL and J. K. BRIMACOMBE: Ironmaking and Steelmaking, 3 (1976) 2, p. 76
- 3) A. D. KIRSHENBAUM and J. A. CAHILL: Trans. AIME, 224 (1962) 8, p. 816
- 4) R. J. GRAY, A. PERKINS, and B. WALKER: Sheffield International Conference on Solidification and Casting, (1977), p. 967
- 5) 橋 林三, 児玉正範, 江本寛治, 大西正之: 鉄と鋼, 62 (1976) 4, S90
- 6) 住金和歌山: 学振 19 委第 3 分科会, 凝固現象協議会, No. 9240, 凝-83, (昭和 46 年 1 月 25 日)
- 7) 広沢栄一: 住軽金技報, 11 (1970) 3, p. 54
- 8) L. I. MOROZENSKII, O. A. MITENEV, and V. K. KRUTIKOV: Stal in Eng., (1965) 4, p. 272
- 9) M. HANSEN: Constitution of Binary Alloys, (1958), p. 665, p. 678, p. 713 [McGraw-Hill]
- 10) 日本鉄鋼協会編: 鉄鋼便覧, (1962), p. 1661 [丸善]