

# 連続鋳造鋳型内における亜包晶炭素鋼の 不均一凝固の制御

© 1992 ISIJ

 ////////////////  
 論文  
 ////////////////
村上 洋\*・鈴木幹雄\*<sup>2</sup>・北川 融\*<sup>3</sup>・宮原 忍\*<sup>2</sup>

## Control of Uneven Solidified Shell Formation of Hypo-peritectic Carbon Steels in Continuous Casting Mold

Hirosi MURAKAMI, Mikio SUZUKI, Toru KITAGAWA and Shinobu MIYAHARA

## Synopsis:

Surface cracks tend to occur in continuously cast slab of hypoperitectic carbon steels. The surface cracks are originated by an uneven solidified shell formation in the continuous casting mold. Mechanism of uneven solidified shell formation at the initial stage of solidification was investigated by dipping of water cooled chill plates in the molten steel. The dip test showed that, (1) the shell of hypo-peritectic carbon steel has a hexagonal depression pattern and these depressions form air gap between the shell and the chill plate and results in the uneven solidified shell formation, (2) the chill plate with a fixed interval lattice grooves was most effective to prevent the uneven solidified shell formation. Nextly, the casting tests using a small-scale continuous caster were performed to investigate the measures for prevention of the uneven solidified shell formation. The mold with a controlled uneven heat extraction method was essential to form the even solidified shell at the initial stage of solidification.

**Key words:** continuous casting; continuous casting mold; uneven solidified shell; hypo-peritectic carbon steel; mold with lattice groove;  $\delta$ - $\gamma$  transformation.

### 1. 緒 言

鋼の連続鋳造において、炭素含有量が0.10~0.18%の亜包晶凝固する鋼種では、鋳片表面割れが発生しやすい<sup>1)</sup>ため、無手入れ圧延を実施するのが困難である。この鋼種は鋳型内での初期凝固段階において、シェル<sup>2)</sup>の不均一成りが起こりやすく<sup>2)</sup>、シェルの薄い部分に割れが発生する<sup>3)</sup>。従来、この亜包晶鋼の不均一凝固現象については多くの研究が報告されており、GRILL<sup>4)</sup>らや杉谷<sup>5)</sup>は、 $\delta/\gamma$ 変態時の変態収縮により凝固シェルが反り返り、鋳型表面から浮き上がるため、鋳型抜熱が不均一となりシェルの不均一成りが発生すると考察している。また、松宮<sup>5)</sup>は人工疵を施した連続鋳造を用いて鋳造した時に発生する表面割れについて応力解析を行い、人工疵部分に形成した凝固遅れ部が熱応力により変形し、鋳型表面から浮き上がり、凝固遅れが促進されること、かつ亜包晶炭素鋼域で最も凝固割れが生じやすいことを示した。また、亜包晶鋼の連続鋳片表面割れ防止に関す

る研究も数多く報告されており、その中で杉谷<sup>7)</sup>は連続鋳造の緩冷却化が鋳片表面割れ低減に有効であると報告している。このため表面割れ防止のために鋳型冷却水量の低減<sup>8)</sup>、鋳型表面への微細溝加工<sup>8)9)</sup>などの方法が試みられた。しかしながら、高速鋳造において鋳型の緩冷却化を指向すると、鋳型内でのシェル厚みが薄くなり、鋳型内摩擦力によりシェルの破断が起こり鋳型直下でブレイクアウトが起こる危険性が增大する。

そこで、本研究では、溶鋼中に水冷板を浸漬させ板上にシェルを形成させる基礎実験を行って、亜包晶鋼の不均一凝固におよぼす鋳型冷却条件や鋳型表面性状の影響を調査した。この結果、水冷板表面に適正な間隔の溝加工を施すことによって抜熱プロフィールを制御すると、高抜熱条件下でも不均一凝固を大幅に改善できるという結果が得られた。次に、基礎実験で得られた結果が実際の連続鋳片の不均一凝固改善に効果があるかどうかを検証するため、格子溝内蔵鋳型を試作して小型試験連続鋳機を用いパウダー使用条件下で鋳造試験を行った。

昭和63年11月本会講演大会にて発表 平成3年2月18日受付 (Received Feb. 18, 1991)

\* NKK 鉄鋼研究所 (現:レオテック(株)) (Steel Research Center, NKK Corporation, Now Rheo-tech Corporation)

\*<sup>2</sup> NKK 鉄鋼研究所 (Steel Research Center, NKK Corporation, 1 Kokan-cho Fukuyama 721)\*<sup>3</sup> NKK 鉄鋼技術部 工博 (Iron and Steelmaking Technology Development Department, NKK Corporation)

## 2. 浸 漬 実 験

### 2.1 実験方法

Fig. 1 に実験装置の概略を示す。高周波誘導炉を用い、大気中で 100 kg の溶鋼を溶製した。連鑄鑄型内の初期凝固シェルの形成をシミュレートするため、水冷板の一面 (幅 100 mm, 高さ 360 mm) を露出させ、他の面をすべて耐火物で覆った浸漬体をあらかじめ加熱してからエアースリンドラーを使い溶鋼中に高速で浸漬させた。所定時間浸漬後、浸漬体を素早く引き上げて水冷板表面にのみ板状にシェルを形成させた。得られたシェルについて厚み、厚みの不均一度やマイクロ組織の調査を行った。浸漬時間の測定は、浸漬体高さ方向 4 か所に電極を設置し、溶鋼との接触を検知することにより行い、浸漬時間を 2~30 s の範囲で変化させた。実験は目的に応じて次の 3 とおりについて行った。

実験 I : 不均一凝固におよぼす炭素含有量の影響を調べるため、凝固形態の異なる低炭素鋼 ( $\delta$  単相凝固)、亜包晶鋼、過包晶鋼の 3 水準の炭素含有量を選び、その他の溶質元素の含有量を一定になるように調整した溶鋼

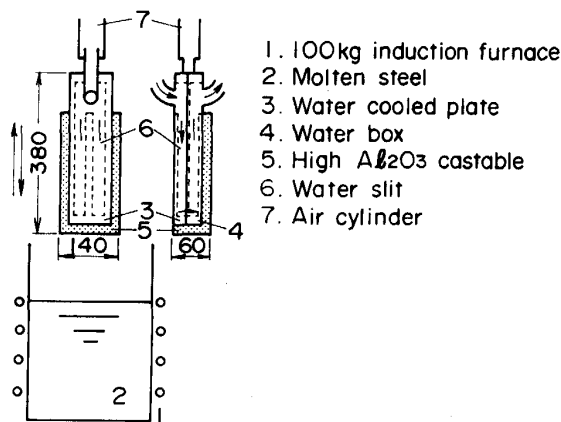


Fig. 1. Schematic view of experintal apparatus for dip test.

を用いて浸漬実験を行った。実験に用いた浸漬体は平板の銅製水冷板である。

実験 II : 緩冷却法による亜包晶鋼の不均一凝固改善効果を調べるため、水冷板の材質を銅およびステンレス鋼 (SUS304) に変え、また、水冷板の厚み (8~10 mm) および冷却水量 (15~90 l/min) を変えて浸漬実験を行った。水冷板の冷却能を評価するパラメーターとして (1) 式で計算される熱抵抗  $r_M$  を用いた。本実験では  $r_M$  を  $6.88 \times 10^{-5} \sim 6.15 \times 10^{-4}$  ( $m^2 \cdot K/W$ ) の範囲で変えることができた。

$$r_M = D_c / \lambda_c + 1 / h_w \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $D_c$ : 水冷板の厚み (m),  $\lambda_c$ : 水冷板の熱伝導率 ( $W/m \cdot K$ ),  $h_w$ : 水冷板の冷却溝内の熱伝達係数<sup>10)</sup> ( $W/m^2 \cdot K$ ) である。

実験 III : 亜包晶鋼の不均一シェル厚の発生する間隔を制御するため、水冷板表面に微小な溝を加工し、溝の間隔を変更した水冷板を用いて浸漬実験を行った。溝加工条件を Fig. 2 に示す。溝は、縦溝のみの場合と格子溝の場合の 2 とおりを実験した。また、溝間隔  $S$  は 3~30 mm, 溝幅  $W$  は 0.3~1.0 mm の範囲で変化させ、溝深さ  $D$  を 0.5 mm 一定とした。

Table 1 に実験条件をまとめて示した。シェル厚みの不均一性を評価するパラメーターとして、Fig. 3 に示し

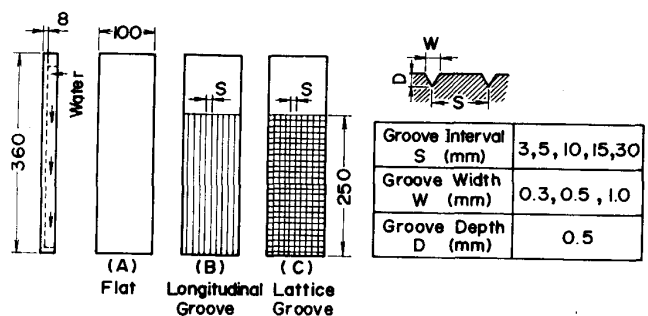


Fig. 2. Test conditions of grooves on the water cooled plate.

Table 1. Experimental conditions of the dip test.

Molten steel	Composition	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Sol. Al
			0.05~0.50	0.2	0.5	0.02	0.02
	Temperature	$\Delta T = 30 \pm 10$ K					
	Mixing	Power off (Induction furnace)					
Water cooled plate	Material	Cu, SUS304					
	Water	15~90 l/min					
	Surface	Flat, with longitudinal groove, with lattice groove					
	Thickness	8~10 mm (Surface-water)					
	Speed	416 mm/s (Upward, downward)					
Dipping time		2~30 s					

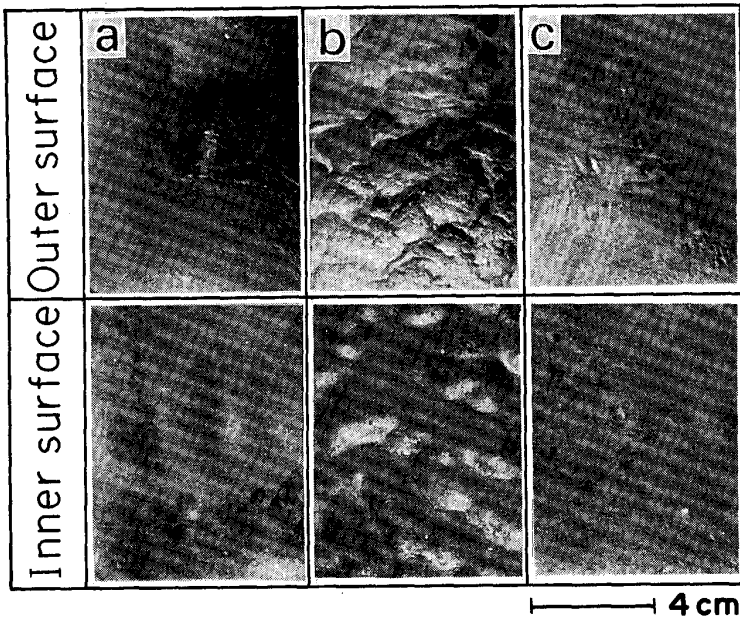
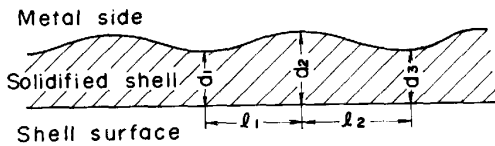


Photo. 1. Appearance of shells containing a; 0.054, b; 0.146 and c; 0.276wt% carbon obtained from dip tests.



$$\overline{\Delta d/l} = \left( \sum_i^n \frac{|d_i - d_{i+1}|}{l_i} \right) / n$$

Fig. 3. Evaluation method of unevenness parameter of shell  $\Delta d/l$ .

たようにシェル厚みの断面写真から隣りあうシェル凹凸部の厚み差  $\Delta d_i (= d_i - d_{i+1})$  とその間隔  $l_i$  を測定し、その比  $\Delta d_i/l_i$  の算術平均値を  $\Delta d/l$  と表し、シェル不均一性を評価した。

## 2.2 実験結果および考察

### 2.2.1 不均一凝固と炭素含有量との関係 (実験 I)

炭素含有量が 0.05% ( $\delta$  単相凝固鋼), 0.15% (亜包晶鋼), 0.28% (過包晶鋼) の 3 鋼種について、浸漬実験を行って得られたシェルの外観を Photo. 1 に示す。水冷板に接するシェル面を外表面、溶鋼側の面を内表面と呼ぶことにする。 $\delta$  単相凝固鋼と過包晶鋼の場合には、ほぼ平滑な外表面が形成されていたのに対し、亜包晶鋼の外表面には亀甲状の模様 (約 30  $\mu\text{m}$  の凹み) が形成していた。内表面では、 $\delta$  単相凝固鋼とわずかに凹凸が見られたが、過包晶鋼では外表面と同様に平滑な面が形成していた。一方、亜包晶鋼シェルの内表面には明瞭な凹凸が形成していた。Fig. 4 に  $\Delta d/l$  と炭素含有量との関係を示す。 $\Delta d/l$  は C 含有量が 0.10~0.18% の範囲で大きな値を示した。この傾向は杉谷ら<sup>5)</sup> が行った水冷銅鑄

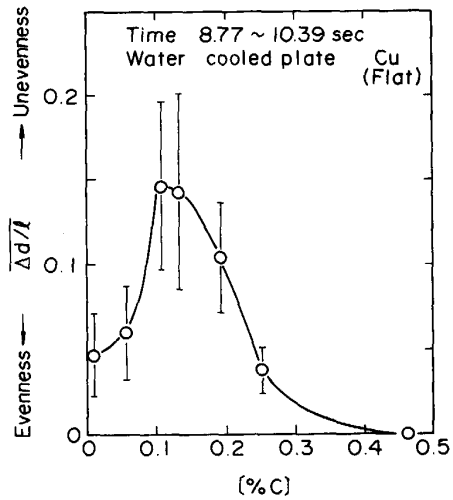


Fig. 4. Effect of carbon content of shell on unevenness parameter of shell  $\Delta d/l$ .

型への下注ぎ実験で得られた鑄塊の凝固シェル不均一性と C 含有量との関係に類似しており、また、実機の鑄片表面縦割れの発生率が亜包晶炭素濃度域で高い<sup>11)</sup> という傾向とも良く一致している。亜包晶鋼の不均一シェル成長が他鋼種と比べて顕著な理由は、 $\delta/\gamma$  変態が凝固完了直後まで継続して起こるため変態収縮によりシェル変形が大きな間隔で起き反り返りも大きくなる。一方、過包晶鋼では  $\delta/\gamma$  変態終了時にまだ液相があるためシェル変形は液相間の狭い間隔で起こりシェル反り返りは起こらない。また、 $\delta$  単相凝固鋼では  $\delta/\gamma$  変態が起こる温度域は凝固完了温度より低いいためシェル強度および厚みが増加するため、シェル変形が小さくなると考えられる。

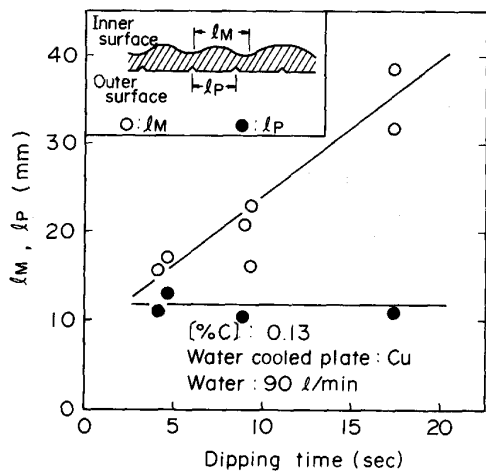


Fig. 5. Change in the interval of depression on surface with dipping time.

Fig. 5 に亜包晶鋼についてシェルの内外表面の凹間の間隔の平均値と浸漬時間との関係を図示した。外表面の凹間の間隔  $l_P$  は浸漬時間によらず一定であり、約 10 mm であった。内表面の凹間の間隔  $l_M$  は浸漬時間が短い時には外表面の亀甲状模様の大きさに等しく、外表面の凹部は内表面の凹部に一致していた。浸漬時間が長くなると内表面の  $l_M$  はしだいに大きくなり、外表面にある深い凹部分に対応する部分にのみ内表面の凹部が残る。

2.2.2 亜包晶炭素鋼の不均一凝固の制御

(1)不均一凝固におよぼす水冷板冷却能の影響(実験 II)

Fig. 6 に  $\Delta d/l$  と  $r_M$  との関係を示す。銅製水冷板の場合、水冷板の厚みや冷却水量を変えただけでは  $r_M$  の範囲を大幅に変えることができないため、シェル形成に関してはほとんど影響がなく、 $\Delta d/l$  も変化しなかった。

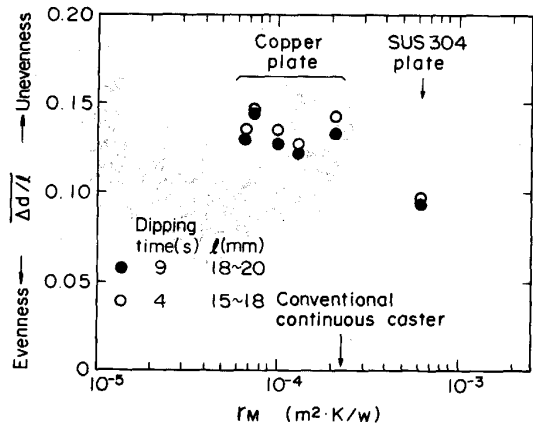
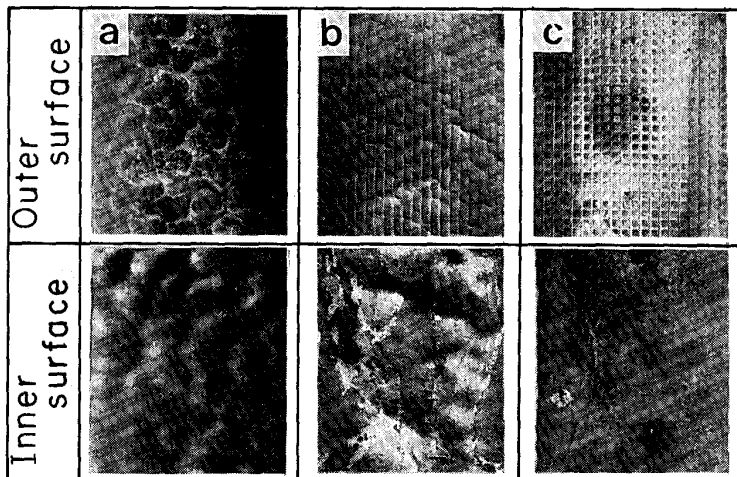


Fig. 6. Effect of heat resistance of water cooled plate on unevenness parameter of the shell obtained from dip tests.

ステンレス製水冷板の  $r_M$  は銅製水冷板のそれより約 10 倍大きいため緩冷却になっており、 $\Delta d/l$  を小さくでき、不均一凝固が軽減した。しかし、ステンレス製水冷板を使った場合でもシェル外表面には亀甲状の模様が形成しておりその大きさは銅製水冷板の場合とほぼ同じであった。

(2)不均一凝固におよぼす表面溝付き水冷板の影響(実験 III)

縦溝および格子溝付き水冷板の均一シェル形成効果について示す。表面状態として平板および縦溝もしくは格子溝 ( $S=5$  mm,  $W=0.5$  mm) 付き水冷板を用いた場合のシェルの内外表面を Photo. 2 に、シェルの縦断面プロフィールを Photo. 3 に示す。縦溝のみの場合には平板を用いた時に見られた亀甲状模様の形成を完全に防止することができないが、格子溝付き水冷板では亀甲状模様がまったく形成せず極めて平滑なシェルが形成した。次に、Fig. 7 に格子溝付き水冷板を用いて、 $W=$



a: Flat plate  
b: Plate with longitudinal grooves ( $S=5$  mm,  $W=0.5$  mm)  
c: Plate with lattice grooves ( $S=5$  mm,  $W=0.5$  mm)

Photo. 2. Effect of surface conditions of water cooled plate on shell formation of hypo-peritectic carbon steel (Dipping time = 9.0 s).

50mm

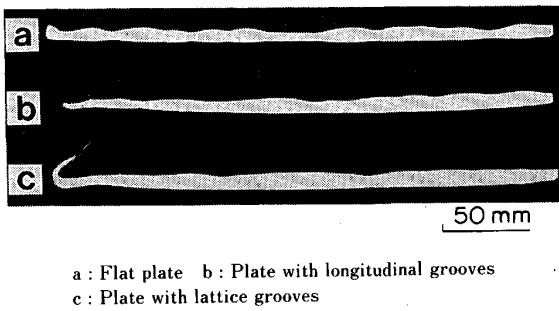


Photo. 3. Longitudinal cross section of shell.

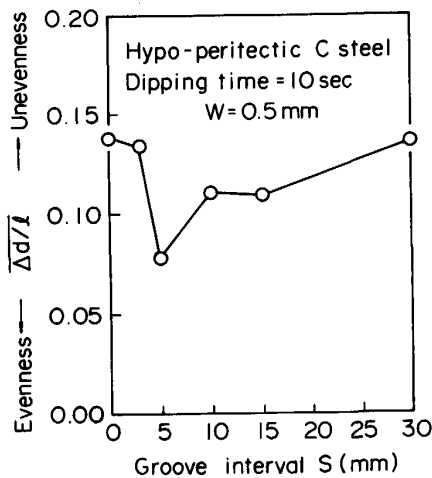


Fig. 7. Effect of interval of lattice grooves of water-cooled plate on unevenness parameter  $\Delta d/l$  ( $W = 0.5 \text{ mm}$ ,  $D = 0.5 \text{ mm}$ ).

0.5 mm の時,  $\Delta d/l$  におよぼす溝間隔  $S$  の影響を調査した結果を示す.  $S$  を亀甲状模様の大さの半分である 5 mm にした場合, 最も均一なシェルが形成した.

### 2.2.3 水冷板の抜熱挙動

水冷板の抜熱挙動を調査するため, 水冷板内の温度測定を行った. また, 一次元非定常伝熱計算によって水冷板内の温度計算を行い, 測定値と計算値とが一致するように水冷板への入熱条件を求めることでシェルの抜熱状況を推定した. Fig. 8 に平板と溝への溶鋼浸入の無かった溝幅  $W = 0.3 \text{ mm}$  と  $0.5 \text{ mm}$  の格子溝付き水冷板の 3 種類について, 求めた水冷板への熱流束の経時変化を示す. 水冷板の表面状態によって浸漬初期の熱流束が大幅に異なり, 溝付き水冷板を用いた場合には, 平板に比べて熱流束が大きく, 3 種類的水冷板の中で最も  $\Delta d/l$  が小さかった  $W = 0.5 \text{ mm}$  幅の格子溝付き水冷板の場合に熱流束が最も大きくなった. これは平滑なシェルが形成すると水冷板とシェルとの接触が良好となり抜熱が向上するためであると考えられる.

### 2.2.4 亜包晶鋼の不均一凝固の形成機構と制御

Photo. 4 に格子溝付き水冷板を用いた時のシェル表

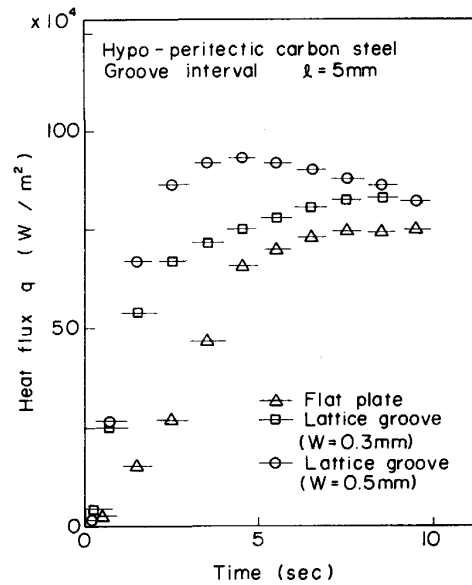
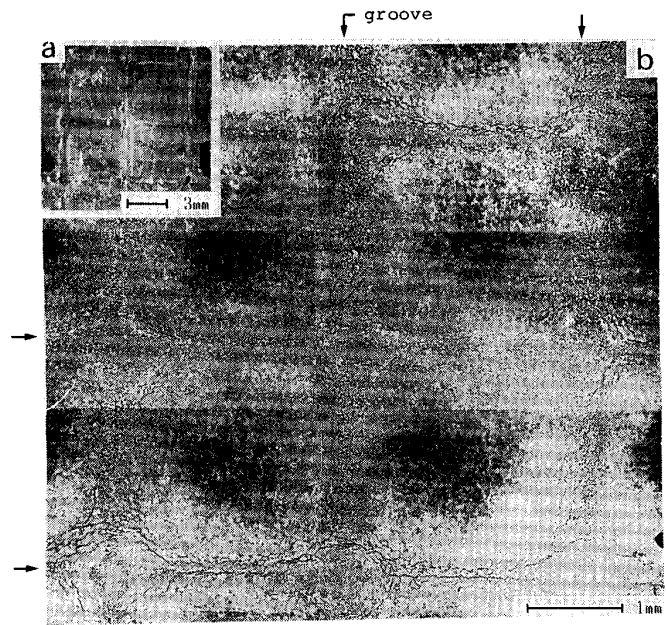


Fig. 8. Effect of surface conditions of water cooled plate on heat transfer rate.



a : Appearance of outer surface of shell  
b : Solidification structures beneath the shell outer surface  
Photo. 4. Solidification structures of cross section parallel to outer surface of shell.

面から約 0.3 mm 深さ位置の凝固組織を示す. 格子溝に相当する部分 (図中の矢印部) のシェルに微細な割れが存在しているが, その深さは 1 mm 以下であった.

微細割れの発生が均一シェル形成に重要な役割を果たしていると考えられ, 以下に亜包晶鋼の不均一凝固の形成機構とその防止について考察する.

シェル内部表面 (固相線位置) と水冷板の冷却水間の

熱抵抗  $R$  ( $m^2 \cdot K/W$ ) は次式で表すことができる<sup>12)</sup>.

$$R = r_1 + r_2 + r_3 + r_4 \dots\dots\dots(2)$$

$$r_1 = D_s / \lambda_s \dots\dots\dots(3)$$

$$r_3 = D_{Cu} / \lambda_{Cu} \dots\dots\dots(4)$$

$$r_4 = 1/h_w \dots\dots\dots(5)$$

ここで,  $r_1, r_2, r_3, r_4$ : それぞれ, シェル(厚み)の熱抵抗, シェルと水冷板間の熱抵抗, 水冷板の熱抵抗, 水冷板の冷却溝内の冷却水の熱抵抗 ( $m^2 \cdot K/W$ ),  $D_s$ ,  $D_{Cu}$ : シェル厚み, 水冷板厚み (m),  $\lambda_s, \lambda_{Cu}$ : シェル, 水冷板の熱伝導率 ( $W/m \cdot K$ ),  $h_w$ : 冷却水の熱伝達係数 ( $W/m^2 \cdot K$ ) である.

$r_2$  は, シェルと水冷板とが接触している場合と空隙が存在している場合の2とおりが考えられる. 接触している場合の熱抵抗を  $r_2^c$  とすると(6)式で表すことができる.

$$r_2^c = 1/h_c \dots\dots\dots(6)$$

ここで,  $h_c$ : 接触熱伝達係数 ( $W/m^2 \cdot K$ ). また, 空隙が存在している場合には, 空隙を通しての熱伝導と放射が同時に起こるから,  $r_2$  を  $r_2^r$  とすると(7)式で表せる.

$$r_2^r = 1/(h_a + h_r) \dots\dots\dots(7)$$

$$h_a = \lambda_a / D_a \dots\dots\dots(8)$$

$$h_r = \frac{\sigma \cdot (T_s + T_g) \cdot (T_s^2 + T_c^2)}{(1/\epsilon_s + 1/\epsilon_c - 1)} \dots\dots\dots(9)$$

ここで,  $h_a, h_r$ : 空隙内の熱伝導および放射の熱伝達係数 ( $W/m^2 \cdot K$ ),  $\lambda_a$ : 空気熱伝導率 ( $W/m \cdot K$ ),  $D_a$ : 空隙厚み (m),  $\sigma$ : Stefan-Boltzmann 定数,  $\epsilon_s, \epsilon_c$ : シェル, 水冷板の放射率 (-),  $T_s, T_c$ : シェル表面温度, 水冷板内表面温度 (K) である.

Table 2 に示した各種物性値や実験式を用いて, 各熱抵抗を求め, Fig. 9 に図示した. 凝固初期には, 空隙が無いと考えられ, この場合の鑄型/シェルの接触熱抵抗  $r_2^c$  は  $1.40 \times 10^{-4} \sim 2.17 \times 10^{-4}$  ( $W/m^2 \cdot K$ ) と報告されている<sup>13)</sup>. 凝固時間の経過と共にシェルの熱抵抗  $r_1$  は増大し, 約 1.5~2 s 経過後にはシェルの熱抵抗が接触熱抵抗よりも大きくなり, シェル厚が全体の伝熱を支

Table 2. Numerical values used for calculation of various heat resistance in mold.

$\lambda_s = 21.5 (W/m \cdot K)$ , $\lambda_{Cu} = 258.0 (W/m \cdot K)$
$\lambda_a = 0.0272 (W/m \cdot K)$ , $\lambda_w = 0.628 (W/m \cdot K)$
$\epsilon_s = 0.95 (-)$ , $\epsilon_c = 0.95 (-)$
$\rho_s = 7500 (kg/m^3)$ , Latent heat $\Delta H = 271960 (J/kg)$
$D_s = 23.0 \sqrt{t} - 1.50 (mm)$ , $t$ : Solidification time (s)
$h_w = 0.0267 \cdot Re^{0.8} \cdot Pr^{1/3} \cdot (\lambda_w / de)$
$de$ : Equivalent diameter in cooling slit (m)
$Re$ : Reynolds number (-) ( $= U_w \cdot de / \nu_w$ )
$Pr$ : Prandtl number (-) ( $= 4.41$ at 313 K)
$U_w$ : Velocity of water (m/s), $\nu_w$ : Kinematic viscosity ( $m^2/s$ )
$T_s = T_L - Q \cdot D_s / \lambda_s$ , $Q = \rho_s \cdot \Delta H \cdot K_s / 2 \sqrt{t} \cdot (60/1000)$
$T_c = 323 (K)$ , $T_L = 1793 (K)$

配するようになる. また, 空隙が形成されると, 空隙の熱抵抗は他の熱抵抗と比べて非常に大きいので空隙が伝熱を支配するようになる.

これらの検討結果から格子溝付き水冷板の亜包晶鋼の不均一凝固の改善機構は, Fig. 10 に示すように考えられる. Fig. 10 a) に示すように凝固完了直後の  $\delta$ - $\gamma$  変態に伴う収縮によってシェルは反り返るが溶鋼静圧で押し戻されるためほぼ一定間隔の反り返りが起こる. シェルが反り返った部分の抜熱は低下し凝固遅れとなる. そこで, Fig. 10 b) に示したように一定間隔  $S$  で強制的に微細な空隙を作り熱流束を低下させると空隙部分の凝固が遅れるため,  $\delta/\gamma$  変態に伴うシェル変形は  $S$  の間隔で起こるためにシェルの反り返りは小さくなると同時に

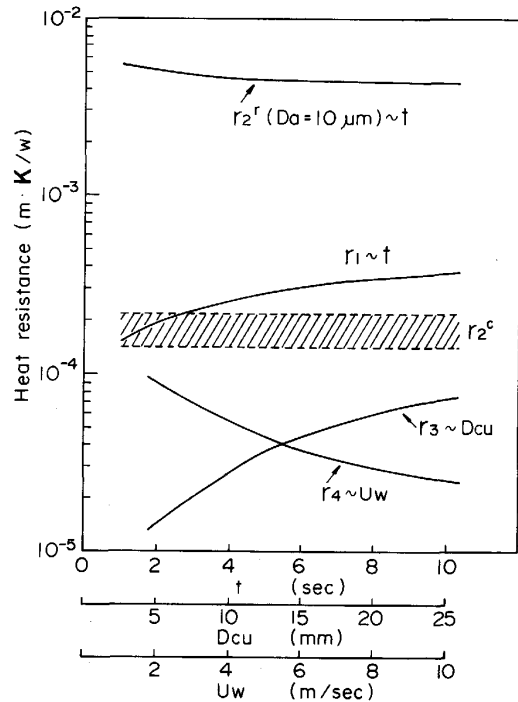


Fig. 9. Comparison of each heat resistance between molten steel and water cooled plate.

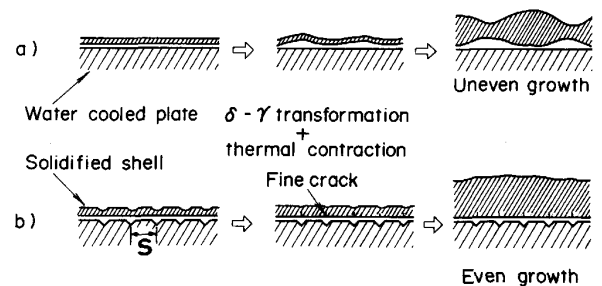


Fig. 10. Mechanism of shell growth in hypo-peritectic carbon steel at the early stage of solidification on flat plate a) and on the plate with lattice grooves b).

収縮歪みが凝固遅れ部に集中し、Photo. 4 に示した微細割れが発生する。その結果、シェルと水冷板との間の空隙が小さくなり熱流束が全体的に増加するとともに均一冷却が促進されると考えられる。

### 3. 小型試験連鋳機を用いた鋳造実験

#### 3.1 実験方法

連続鋳造ではパウダーキャストリングを前提としているため、鋳型/シェル間の伝熱が前章で示した浸漬実験の伝熱条件とは異なる。そこで、鋳型側に施した冷却制御方法がパウダーフィルムを介した伝熱下でシェル形成に影響を及ぼすことができるかどうかを小型試験連鋳機でパウダーを用いた鋳造を行って検証した。

実験に用いた小型試験連鋳機<sup>14)</sup>の主な仕様と試験条件を Table 3 に示す。280 kg の溶鋼を亜包晶鋼成分に溶製し鋳造した。鋳型内湯面レベルが一定になるように取鍋のストッパーの開閉を調整した。冷却鋳型として鋳型表面に溝が露出している場合には、鋳造初期の溶鋼飛散により 0.5 mm 幅の格子溝でも溶鋼の侵入があり、シェル拘束を起し安定した引抜きができなかった。そこで、Fig. 11 に示したように所定間隔の格子溝（幅  $W = 1.0$  mm、深さ  $D = 1.0$  mm の矩形断面）の上に Cu めっきを施し格子溝を内蔵させた構造とした。また、格子溝間隔はあらかじめ行った溝間隔変更実験<sup>15)</sup>により、最も均一なシェルが形成した 10 mm 間隔とした。パウダーキャストリング下での最適溝間隔が浸漬実験の場合と異なる理由は、熱流束やシェルの力学的拘束条件の違

Table 3. Casting conditions for small sized test caster.

Molten steel	280 kg	
Machine type	Vertical	
Mold	Size	80 t × 320 w
	Type	Flat, lattice grooves included
Casting speed	0.8 m/min	
Steel grade	[C]=0.120~0.152 wt%	
$\Delta T$ in ladle	45 ± 5 K	
Powder	A	$\eta_{1300} = 1.2$ p, $T_{mp} = 1418$ K
	B	$\eta_{1300} = 1.2$ p, $T_{mp} = 1293$ K

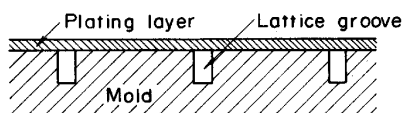


Fig. 11. Copper plate of mold containing lattice grooves for casting test.

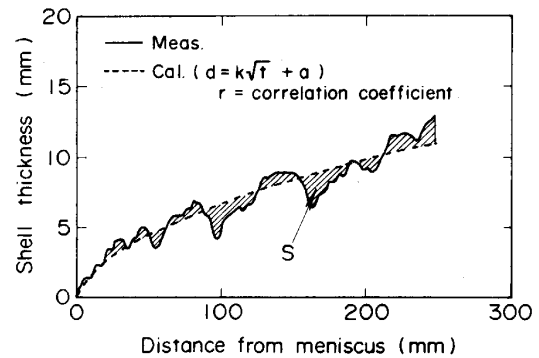


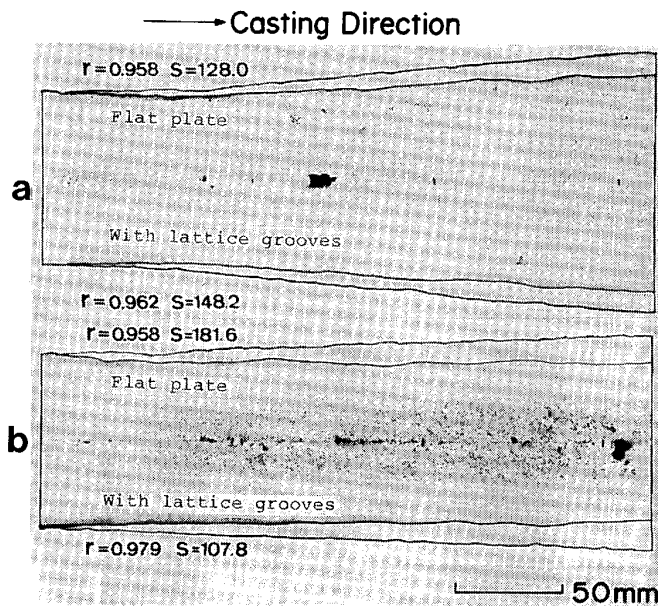
Fig. 12. Evaluation method of unevenness parameter of shell,  $r$  and  $S$ , measured from sulphur print.

いによるものと考えられる。鋳造中のシェル厚みは、引抜速度が 0.8 m/min に達した後、40~60 s 経過時点で硫化鉄粉を浸漬ノズル内の注入流に添加し、得られたスラブの縦断面からサルファープリントをとって測定した。鋳造方向にシェル不均一が顕著に見られたので、Fig. 12 に示したように、測定したシェル厚みを凝固時間  $t$  のルート則 ( $D_s = K \cdot \sqrt{t} + b$ ) で表して最小二乗法で回帰式を作り、得られた式と測定値の相関係数  $r$  と回帰式と測定値の偏位量  $S$  (図中の斜線面積) を用いてシェル不均一度の評価を行った。

#### 3.2 結果

Photo. 5 に鋳型銅板表面が平板と試験銅板（格子溝間隔：10 mm、溝幅：1 mm、溝深さ：1 mm、表面 Cu めっき：0.1 mm 厚み）とを組み合わせた鋳型を使って鋳造した時のシェル断面プロフィール（1/4 幅位置の長片面縦断面のサルファープリント）を示した。Photo. 5 a が高凝固温度パウダー、Photo. 5 b が低凝固温度パウダーを使用した場合である。格子溝内蔵型の鋳型と低凝固温度パウダーの組合せが最も均一なシェルが形成し、 $r$ 、 $S$ とも小さな値を示した。低凝固温度パウダーを用いると、メニスカス近傍では鋳型/シェル間に空隙が形成せずこの部分の熱抵抗を小さくできるため、溶鋼/鋳型間のトータルの熱流束に溝内蔵鋳型の効果を反映できる。

格子溝内蔵型の鋳型銅板の温度分布を計算することによって溝部分と溝無し部との抜熱の違いを調べた。Fig. 13 の図中に示すように、銅板表面からの入熱速度を  $1.4 \times 10^6$  (W/m<sup>2</sup>)、溝深さ 1 mm として、溝幅と Cu めっき厚みを変えて銅板内温度を計算した。Fig. 13 に計算銅板温度から溝無し部分と溝有りの部分の熱流束  $q_{Cu}$  と  $q_a$  を求め、溝幅をパラメーターにして熱流束の比 ( $q_{Cu}/q_a$ ) と Cu めっき厚みとの関係を示した。めっき厚みが薄くなるほど、 $q_{Cu}/q_a$  の値は大きくなる。そして均一シェル形成に効果のあった Photo. 5 b の条件



a : Powder A; crystallization temperature = 1418 K  
 b : Powder B; crystallization temperature = 1293 K

Photo. 5. Effect of combination of a mold containing lattice grooves and CC powder on improvement of uneven shell formation.

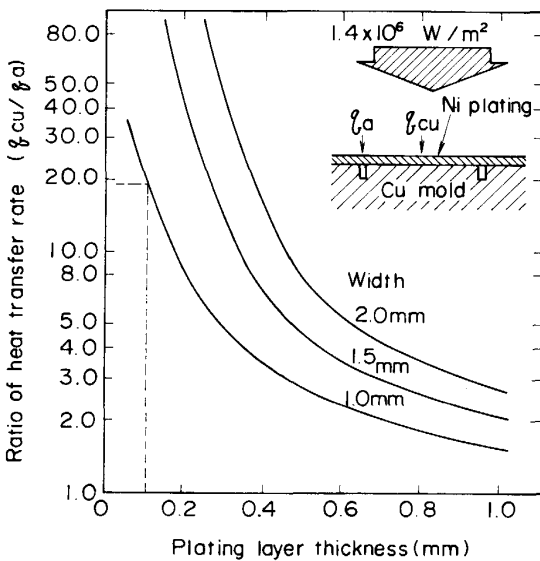


Fig. 13. Effect of plating layer thickness and groove width of test mold on ratio of heat transfer rate of  $q_{Cu}$  to  $q_a$  in the mold.

を图中的破線で示すと  $q_{Cu}/q_a$  が約 20 となり、この値以上にすると均一シェルが形成する。

実用的な鑄型を設計するには、鑄型の長寿命化を検討する必要があります、今後の課題である。

#### 4. 結 言

溶鋼中への水冷板の浸漬実験によって初期凝固シェル形成の基礎実験を行い、亜包晶炭素鋼のシェル不均一成長とその防止法を検討した。また、得られた知見を基に冷却制御可能な試験鑄型を試作し試験連鑄機で検証試験を行い、以下の結果を得た。

(1) 平板上で凝固した亜包晶炭素鋼では、シェル外表面に 10 mm 程度の大きさの亀甲状凹凸模様が形成され、かつシェル厚みは極めて不均一であった。

(2) 亜包晶炭素鋼のシェル不均一は、凝固初期には形成する表面の亀甲状凹凸模様の大きさを制御することによって改善できる。その手段として本実験条件下では、5 mm 間隔の格子溝を水冷板表面に施してシェルの変形範囲を小さくすることが最も効果があった。

(3) 格子溝付き水冷板で均一なシェルを形成させた場合には、水冷板からのシェルの反り返りが小さく、熱流束も溝付きであるにも関わらず増大した。

(4) 銅板に格子溝を内蔵させ表面に Cu めっきを施した試験鑄型を製作し、試験連鑄機でパウダーを用いた亜包晶鋼の鑄造を行った結果、低凝固温度パウダーを用いることにより平板銅鑄型に比べ、シェル不均一を大幅に改善できる見通しを得た。

#### 文 献

- 1) 佐伯 毅, 大口 滋, 溝口庄三, 山本利樹, 三隅秀幸, 常岡 聡: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1773
- 2) S. N. SINGH and K. E. BLAZEK: J. Met., **26** (1974) Oct., p. 17
- 3) 宮坂直樹, 平岡照祥, 北村 修, 大野唯義, 安藤貞一, 大橋徹郎: 鉄と鋼, **64** (1976), S663
- 4) A. GRILL and J. K. BRIMACOMBE: Ironmaking Steelmaking, **2** (1976), p. 76
- 5) 杉谷泰夫, 中村正宣: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1702
- 6) 松宮 徹, 佐伯 毅, 田中 純, 有吉敏彦: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1782
- 7) 杉谷泰夫, 中村正宣, 渡部忠男: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1508
- 8) 永井 潤, 大西正之, 山本武美, 平山勝久, 大図秀志, 藤山寿郎: 鉄と鋼, **69** (1983), S158
- 9) 中井 健, 坂下 勉, 橋尾守規, 川崎守夫, 中島敬治, 杉谷泰夫: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 498
- 10) 甲藤好郎: 伝熱概論 (1975), p. 140 [養賢堂]
- 11) 宮下芳雄, 鈴木幹雄, 田口喜代美, 内田繁孝, 佐藤秀樹, 山村 稔: 日本鋼管技報, **93** (1982), p. 178
- 12) 井上俊朗, 森 紘一, 秋田靖博, 野呂克彦, 片野征夫: 製鉄研究 (1978) 293, p. 34
- 13) 大中逸雄: 鉄鋼の凝固 (日本鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会凝固部会編) (1977), 付-54
- 14) 北川 融, 小松政美, 川上公成: 学振 19 委-No. 10430 (昭和 57 年 10 月 27 日)
- 15) 村上 洋, 鈴木幹雄, 森 孝志, 小林日登志: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 1206