

論 文

UDC 621.746.047 : 669.14-412 : 620.191.33 : 536.421.4

厚板用スラブの高速鋳造における鋳型内凝固と表面縦割れ

中戸 参* · 小沢三千晴* · 木下 勝雄*
垣生 泰弘*² · 江見 俊彦*³

Factors Affecting the Formation of Shell and Longitudinal Cracks in Mold during High Speed Continuous Casting of Slabs

Hakaru NAKATO, Michiharu OZAWA, Katsuo KINOSHITA,
Yasuhiro HABU, and Toshihiko EMI

Synopsis :

Factors affecting the formation of the shell and longitudinal cracks on the shell have been investigated for high speed continuous casting of slabs.

Withdrawal speed of slab, melt stream velocity coming out of submerged nozzle, mold taper, and mold oscillation have shown respective influence on the formation and their effects have been analyzed quantitatively. Also, characteristics of the heat extraction from and resulting stress in the shell have been examined with respect to the crack formation.

These observations have resulted in countermeasures to enhance uniform shell formation in mold and prevent the cracks on the slabs.

1. 緒 言

スラブ連鋳では、高速鋳造¹⁾²⁾、鋳造中の幅や鋼種変更技術の開発³⁾⁴⁾、適用鋼種拡大により、一層の生産性増大と歩留向上がはかられ、コスト低減に寄与している。しかし、高速鋳造においては、鋳型内の溶鋼流動が活発となり、凝固殻厚さも薄くなるので、ブレイクアウトや表面割れが発生しやすく、また、内部割れや凝固殻内に捕捉される非金属介在物もます傾向にある。これらを生じさせない高速鋳造技術を確立して優れた品質のスラブを得ることが、次工程の無手入直送加熱・圧延を円滑に実施するために必要である。

高速鋳造時の内部割れは、2次冷却の強化、ロール間隔の短縮¹⁾²⁾、圧縮鋳造法の開発²⁾などによつてほぼ解決され、スラブ内部の非金属介在物は、取鍋やタンディッシュの溶鋼清浄化対策を強化することにより大幅に減少した。

ブレイクアウトは、拘束性のもの⁵⁾⁶⁾とコーナー縦割れ起因のもの⁶⁾に大別できる。前者は、鋳型内メニスカ

スからの湯面スラグの流入が不足して凝固殻表面と鋳型内壁の直接接触による焼付きによつておこる。後者は、コーナー付近の凝固殻が鋳型壁から離れ、表面温度が高い部分(ホットスポット⁷⁾⁸⁾)に生じるコーナー縦割れが鋳型出口で開口することによりおこる。ブレイクアウトが発生すると、修復に時間を要するだけでなく、歩留り低下と修繕費の増加をもたらすので、大きな損失となる。

鋳造速度が高くなるにしたがい、メニスカから流入する湯面スラグの単位溶鋼量あたりの量が減少するため、鋳型内潤滑が不十分となり、凝固殻も薄いので拘束性ブレイクアウトが発生しやすくなる。拘束性ブレイクアウトは、パウダーの物性と熔融特性制御⁹⁾を適正にして、鋳造速度に対応したメニスカからの湯面スラグ流入量を確保するとともに、オシレーション系に設置したひずみゲージなど種々のセンサーによつて摩擦抵抗変化を検知することにより防止することができる¹⁰⁾¹¹⁾。

スラブを 1.2 m/min 以上の高速で鋳造する時に発生しやすいコーナー縦割れと長辺面縦割れを防ぐには、鋳

昭和 51 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 12 月 18 日受付 (Received Dec. 18, 1980)

- * 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)
*² 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)
*³ 川崎製鉄(株)技術研究所 理博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

型内の凝固殻厚さを長、短辺面ともに均一にする必要がある。しかし、高速鋳造時の短辺面凝固殻は、浸漬ノズルからの吐出噴流の衝突により、不均一成長をおこしやすい。また、長辺面凝固殻は、スラグストリークによる局所的な凝固遅れのために、不均一になりやすい。そこで、鋳型内で FeS をトレーサーとして短辺面凝固殻厚さを実測するとともに熱抽出量の測定により短辺面凝固殻成長を解析して立証した。さらに、鋳造速度と浸漬ノズル吐出角度、鋳型テーパが鋳型内凝固に及ぼす影響を定量化し、また、スラブ表面縦割れと鋳型内熱抽出との関係を明らかにした。本研究の目的は、表面割れの防止と、温、熱片直送加熱・圧延比率の向上を計ることにある。

2. 鋳型内凝固と溶鋼流動

鋳型内の凝固殻に浸漬ノズルからの噴流が衝突すると、凝固の停滞や凝固殻の再溶解がおこると考えられる。これを定量的に明らかにするために次の実験を行った。

2.1 短辺面の凝固殻成長に及ぼす溶鋼流動の影響

噴流が短辺面に衝突する位置および速度を決めるのは、Fig. 1 に示すように、浸漬ノズルの浸漬深さ H_d 、吐出口が水平となす角度 β 、浸漬ノズル出口から短辺面までの距離 X 、および単位時間にノズルを通過する溶鋼量、ノズルの孔断面積 A と孔数である。

2.1.1 実験方法

A が 55~70 cm² の 2 孔ノズルの β を上向 5°~下向 25° まで変化させて厚板用 Al および Si-Al キルド鋼を全湾曲型（鋳型長さ 700 mm、スラブ寸法 220×1050 mm²）、垂直-曲げ型（鋳型長さ 900 mm、スラブ寸法 200×1570 mm²）で鋳込んだ。 H_d は 70~200 mm、タンデッシュの溶鋼加熱度は 25~30°C である。凝固殻の成長は、噴流に FeS をトレーサーとして添加し、スラブ

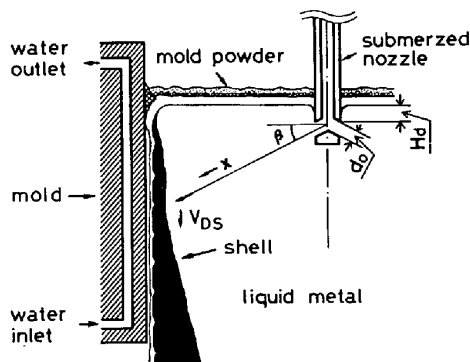


Fig. 1. Schematic view in mold during continuous casting of slab.

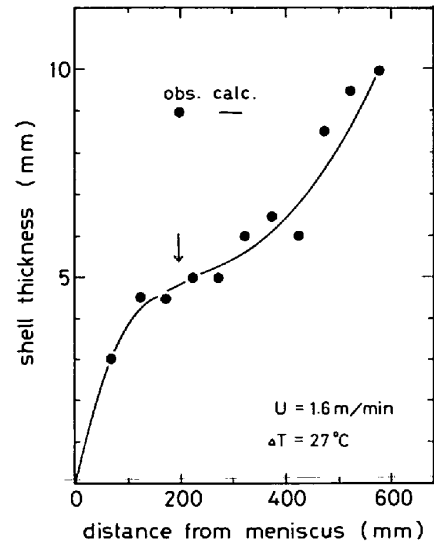


Fig. 2. Development of solidified shell on the narrow face of slab.

C 断面のサルファープリントにより調べた。熱抽出量は、鋳型銅板内温度を測定して求めた。

2.1.2 実験結果ならびに考察

β が下向 10°、鋳造速度 U が 1.6 m/min の湾曲型における短辺面中央の凝固殻厚さの鋳込み方向変化を Fig. 2 に示す。短辺面の凝固殻成長は、噴流の衝突位置（図中矢印）とその分岐による下降流が生じるメニスカスより 200 mm 以降で、放物線則から偏倚する傾向が認められる。同じ U では、 β が上向 5° から下向 25° まで下向に変化するにしたがい、著しい凝固遅れ部は鋳型下方に移動し、鋳型出口での短辺面凝固殻厚さが薄くなる。鋳型出口での溶鋼流速は次のように求められる：

水槽内にノズルから水ジェット流を噴出させた岩崎ら¹²⁾の結果によれば、ジェット流の最大流速 V_m はノズル内径 d_0 とノズルからの距離 x の関数であり、 x/d_0 によつて次の 4 つの領域に分けられる。

領域 A ($x/d_0 < 4.8$) $V_m \approx V_0$ (1)

領域 B ($x/d_0 = 4.8 \sim 8.2$)
 $V_m = 2.2 V_0 / (x/d_0)^{1/2}$ (2)

領域 C ($x/d_0 = 8.2 \sim 36.5$)
 $V_m = 6.3 V_0 / (x/d_0)$ (3)

領域 D ($x/d_0 > 36.5$)
 $V_m = 230 / (x/d_0)^2$ (4)

ただし、 V_0 はノズル吐出口での中心流速である。この結果を本実験に適用し、噴流が短辺面に衝突するさいの流速を求め、衝突角度の影響¹³⁾を考慮して、短辺面鋳型出口での下降流速 V_{DS} を計算した。鋳型長さ 900 mm の場合について、 V_{DS} の計算値と鋳型出口での短辺面中央の凝固速度定数 K の関係を Fig. 3 に示す。 U と β に

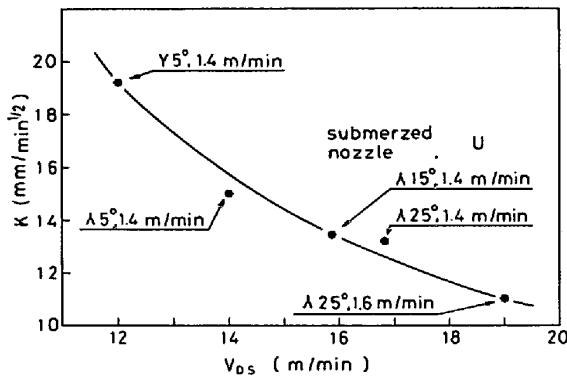


Fig. 3. Effect of downward stream along the narrow face on the solidification constant at mold exit.

かわらず、 K は V_{DS} のみの関数となり、 V_{DS} がますます小さいくなる¹⁴⁾。鋳型出口における長辺面の凝固速度定数は $18\sim 20 \text{ mm/min}^{1/2}$ であるので、これと比較すれば明らかなように、短辺面凝固殻の成長は、噴流の影響を強く受ける。短辺面凝固殻の成長を促進するには、 V_{DS} を小さくする必要がある。

井上¹⁵⁾は、平行平板の乱流熱伝達により、鋳型内長辺面熱流束に及ぼす溶鋼流動の影響を評価した。本実験で得られた短辺面の噴流衝突部と衝突によつて生じた分岐下降流部での溶鋼と凝固殻間の熱伝達係数は、平行平板について求められている乱流熱伝達係数より大きく、銅板内温度の測定結果による熱流束を十分には説明できない。そこで、熊田¹⁶⁾の衝突噴流の熱伝達係数を用いた。

短辺面への衝突点 z における噴流の過熱度を ΔT_z とすれば、 z における熱流束 q_m と熱伝達係数 h_m は (5)、(6)式で表される。

$$q_m = h_m \Delta T_z \dots\dots\dots (5)$$

$$h_m = 1.42 (k_m/d_0) (V d_0 \rho_m / \eta_m)^{0.58} \times (C_m \eta_m / k_m)^{0.48} (X/d_0)^{-0.62} \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 k_m 、 c_m 、 ρ_m 、 η_m は、それぞれ溶鋼の熱伝導度、比熱、密度、粘度であり、 d_0 はノズル径、 V は吐出口での溶鋼流速、 X は吐出口と衝突点の間の距離である。

一方、分岐下降流の熱流束と熱伝達係数は (7)、(8)式で表される。

$$q_m = h_m \Delta T_z = Z \dots\dots\dots (7)$$

$$h_m = 0.074 \alpha k_m^{0.17} (k_m/d_0) (V d_0 \rho_m / \eta_m)^{0.8} \times (c_m \eta_m / k_m)^{0.4} (Z/d_0)^{-0.685} \dots\dots\dots (8)$$

ただし、 Z は衝突点からの距離である。 α は、熊井¹³⁾らの式から導いた衝突角度効果の補正係数であり、(9)式で与えられる。

$$\alpha = (1 \pm \sin \beta)^{0.8} \dots\dots\dots (9)$$

点 z において、凝固殻に与えた熱量分だけ噴流の過熱度が減少すると考えれば、後方の点 $z + \Delta Z$ における噴流の過熱度 $\Delta T_{z+\Delta Z}$ は (10)式で表される。

$$\Delta T_{z+\Delta Z} = \Delta T_z - q_{m,z} \Delta S_z / (c_m W_m) \dots\dots\dots (10)$$

ここで、 W_m は噴流の質量流量、 ΔS_z は伝熱面積である。(5)~(10)式を用いれば、短辺面における q_m が求められる。 β が 5° と 15° の場合の q_m の計算値を銅板内測温に基づく実測値 q_M とともに Fig. 4 に示す。

q_m の大きな領域は、下向 5° のほうが下向 15° よりメニスカスに近くなつている。その位置では、図中矢印で示したように、 q_M も増加している。Fig. 4 の q_m と q_M の差が放出凝固潜熱量に等しいとすれば、(11)式より凝固殻厚さが求められる。

$$q_M - q_m = (\Delta d \cdot \rho_s \cdot H_L) / (U / \Delta Z) \dots\dots\dots (11)$$

ただし、 Δd は凝固殻厚さの増加量、 ρ_s は凝固殻の密度、 H_L は凝固潜熱である。(11)式により計算した凝固殻厚さの鋳込方向分布を Fig. 2 に示す。計算値は、実測値とよく一致しており、本考察の妥当なことを示している。

以上のことから、2孔浸漬ノズルの吐出口角度は、短辺面凝固殻の成長を促進するために、上向とすることが望ましい。しかしながら、上向にすると、鋳型内湯面の乱れが大きくなり、湯面スラグの巻き込みがおこる。また、下向角度を大きくすると、鋳型出口近くで凝固殻成長の遅滞を招くばかりでなく、鋳型内での非金属介在物の浮上・分離が妨げられる。本実験範囲では、 $\beta = 5\sim 15^\circ$ が最適である。

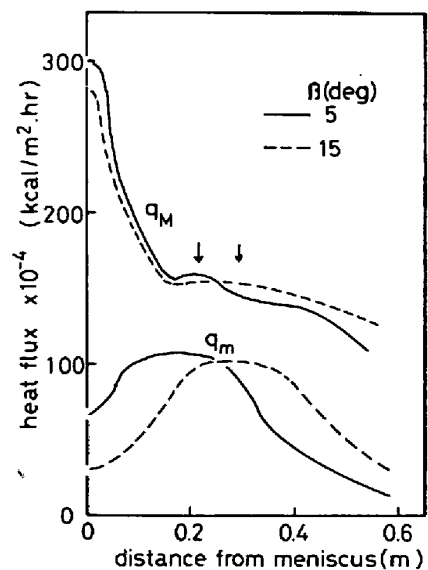


Fig. 4. Calculated heat flux (q_m) across solidifying shell-melt stream boundary in comparison with observed one (q_M) across Cu mold (β : deflection angle of bifurcated submerged nozzle).

3. 鋳型内凝固と鋳型テーパ

コーナー部は、2次元伝熱のため面部に比べ熱抽出が大きく、凝固殻が厚いため変形しにくい。凝固収縮により凝固殻が鋳型壁から離れた場合、コーナー付近のより薄い凝固殻は、溶鋼静圧により鋳型壁側に押し戻され、その結果コーナー近くに空隙が残る。この空隙の伝熱抵抗が大きいので、この部分の凝固殻の温度は周辺よりも高く（ホットスポット）、したがって強度も低く、コーナー縦割れが生じやすい^{6)~8)}。これを防ぐ方法の1つは、スラブが下降し、凝固が進行する際に生じる凝固収縮を、鋳型にテーパをつけて補償し空隙を発生させないことである。

3.1 コーナー縦割れに及ぼす長辺面テーパの影響

3.1.1 実験方法

前述の湾曲鋳型の長辺面に 0.9 mm/m のテーパを付加するとともに、その効果を明らかにするために、有限要素法による熱弾塑性応力解析⁷⁾⁸⁾を行い、ホットスポット生成に及ぼす長、短辺面テーパと鋳造速度の影響を計算した。

3.1.2 実験結果ならびに考察

鋳型出口におけるホットスポット部のスラブ表面温度を Fig. 5 に示す。ホットスポット生成には、長辺面テーパの影響が大きく、長辺面テーパを付加しない場合に生じていたホットスポット部のスラブ表面温度は、長辺面テーパを 0.9 mm/m 付加することにより、大幅に低下している。この計算結果は、湾曲鋳型の長辺面に 0.9 mm/m のテーパを付加した結果、コーナー縦割れのスラブ単位の発生率をテーパを付加しない場合の 13.3% から 5.2% に減少させた事実と符合する⁸⁾。

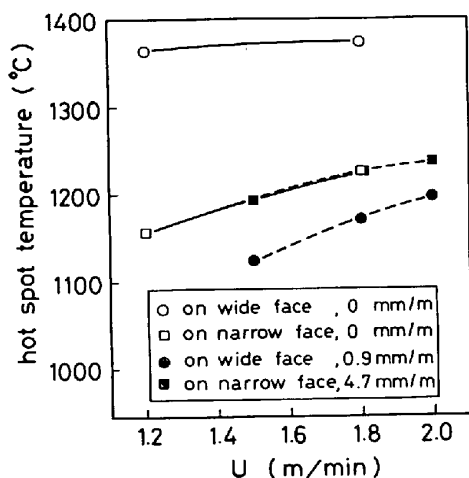


Fig. 5. Variation of hot spot temperature at mold exit with withdrawal speed of slab and wide face taper of mold.

長辺面テーパの付加は、コーナー近くの空隙を減少させ、鋳型への熱抽出を増加させることを示している。

4. 鋳型内凝固と面縦割れ

面縦割れは、メニスカスからの湯面スラグの不均一流入によるスラグストリークの生成と、それともなう局所的な凝固遅れ¹⁷⁾、熱抽出の幅方向不均一、時間変動¹⁵⁾¹⁸⁾などに起因する。これらの関係を明確にするために、鋳型銅板内温度の測定を行い、鋳型内凝固と面縦割れの関係を調べた。面縦割れとパウダー特性との関係については、別報¹⁹⁾で述べるので省略する。

4.1 面縦割れに及ぼす鋳型内熱抽出の影響

4.1.1 実験方法

i) 鋳型銅板内温度分布の測定

垂直-曲げ型連鋳機の鋳型銅板内に、長辺面 146 本、短辺面 30 本、計 176 本の銅・コンスタンタンシース型熱電対を埋め込んだ¹⁸⁾。176 点全部の測定を 40 ms で行える高速多点データ処理装置により、同一点を 100 回測定し、この 4 s 間の平均値を 10 s ごとに記録した。

ii) 実験条件

スラブ寸法が 200×1500~1900 mm²、溶鋼の C=0.12~0.23%、Mn=0.6~1.5% の Al および Si-Al キルド鋼を対象とし、鋳造速度は 0.8~1.4 m/min の範囲とした。長辺面テーパは 0~1.11 mm/m、短辺面テーパは 6~24.7 mm/m であり、浸漬ノズル吐出口角度は下向 15° である。また、鋳型振動のストロークを 8~12 mm、平均速度表示のネガティブ率 20~60% の範囲で鋳型振動条件を変えた。用いたパウダーの特性を Table 1 に示す。

iii) 縦割れの観察

試験ヒートのスラブを冷却後、表面を黒皮のまま観察して縦割れの発生位置と長さを詳細に記録し、銅板内温度の測定時刻と対応させた。観察対象スラブは 171 枚である。縦割れは、その発生状況から、Fig. 6 に示す4つ

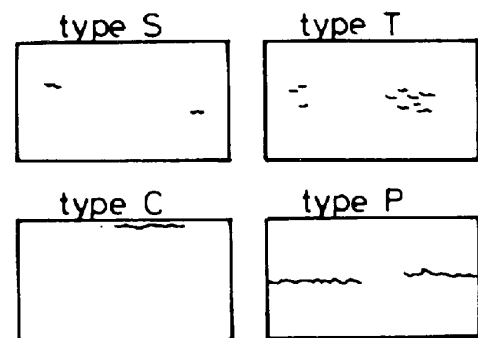


Fig. 6. Classification of longitudinal facial- and corner-cracks on slabs.

Table 1. Physical properties of casting powders.

Powder brand	A (P)	B (Gr, P)	C (P)	D (Gr)	E (Gr, P)	F (Gr)	G (Gr)	H (Gr)
Slag viscosity at 1300°C (poise)	17.0	12.8	12.7	9.7	5.9	3.8	2.5	1.6
Softening temperature (°C)	1150	1120	1160	1120	1100	1170	1080	1070

P : powdered, Gr : granular

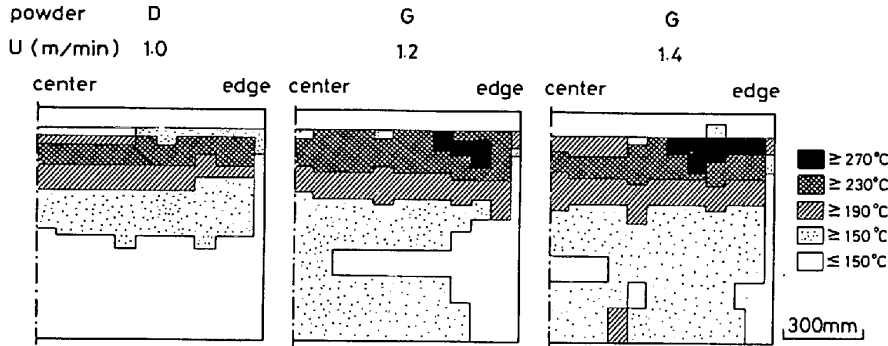


Fig. 7. Two-dimensional temperature distribution at 5 mm below the inner surface of wide face of Cu mold at varying withdrawal speed.

の形態に分類できる。すなわち、

type S ; スラブ表面に長さ 30~500 mm の縦割れが数個散らばって生成している場合。

type T ; type S と同様な長さの縦割れが密集して生成している場合。

type C ; スラブ長辺面のコーナー近くに生成するコーナー縦割れ。

type P ; 1 個の縦割れ長さが 1000 mm 以上にもおよぶ大縦割れ。雷割れ、稲妻割れとも呼ばれるものである。

type S, type T の割れ深さは比較的浅く、1 回の溶削で除去できる。type P の割れは深く、著しい場合にはスクラップとなる。すでに述べたように、type C が著しい場合にはブレイクアウトを発生する。

4.1.2 実験結果ならびに考察

i) 銅板内温度分布と鑄型内熱抽出

鑄型内壁から銅板内に 5 mm 入った面の温度分布例を鑄造速度別に Fig. 7 に示す。鑄造速度が高くなると、銅板内温度が全体的に上昇するだけでなく、メニスカス付近の幅方向温度分布が不均一となる。Fig. 7 は、定常鑄造時の 1 時刻の測定値であるが、この温度分布は、時刻が変わると幅および鑄込方向に変化する場合もある。

幅方向に平均した銅板内 5 mm 面温度の鑄込み方向分布を Fig. 8 に示す。鑄型入口より 170 mm の温度が最も高く、この位置より、1) 鑄型出口まで順次低下する場合 (●印)、2) 鑄型入口から 400 mm 程度までは順次低下するが、それ以降、鑄型出口までほとんど変化し

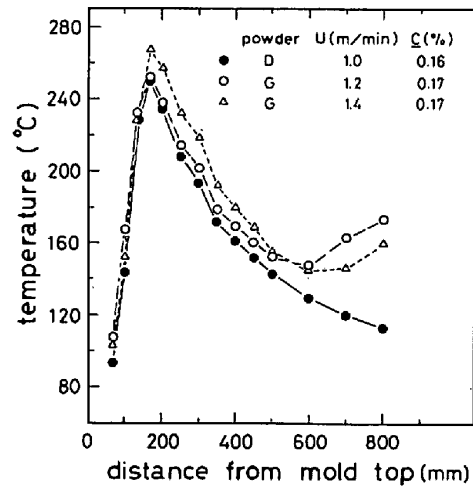


Fig. 8. Temperature distribution in casting direction at 5 mm below the inner surface of wide face of Cu mold at varying withdrawal speed.

ない場合 (図省略)、3) 鑄型入口より 600 mm 以降で再び温度が上昇する場合 (○, △印)、の 3 つのタイプがある。高速鑄造では、3) のタイプとなる。

長辺面の鑄型内伝熱を銅板の厚さ方向への 1 次元定常伝熱で扱い、銅板内 5 mm 面と 15 mm 面の測温結果から、鑄型内熱流束 q_M と q_m の幅ならびに鑄込み方向の平均値 \bar{q}_M を求めた。 \bar{q}_M には、鑄造速度とパウダー特性が最も大きく影響し、次いで C 濃度、タンディッシュ温度、鑄型振動条件の順となる。鑄型冷却水量の影響は小さい。鑄造速度 U の影響は、用いるパウダーによっても異なるが、Fig. 9 に示すように、 U が 0.8 m/min か

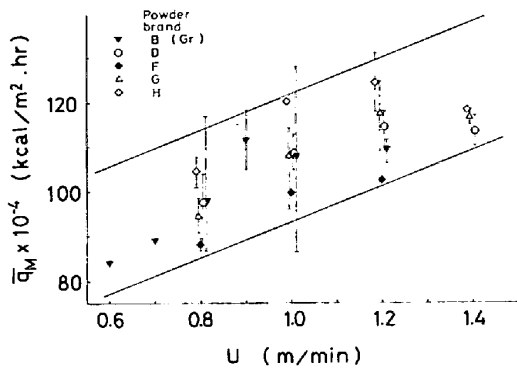


Fig. 9. Effects of withdrawal speed and powder brand on the mean heat flux for wide face of Cu mold.

ら 1.2 m/min になると、 \bar{q}_M が約 10% 増加する。

ii) 銅板内温度分布と縦割れ

本実験条件における縦割れの形態別の発生頻度、平均の長さとおよび平均 \bar{C} 濃度を Table 2 に示す。

$U=0.8\sim 1.2$ m/min の範囲における縦割れの発生頻度は、type S が圧倒的に多く、次いで type T であり、type C と type P は少ない。type T の割れが発生したチャージの \bar{C} 濃度は 0.12~0.15% (平均 $\bar{C}=0.137$ %), type S のそれは、0.13~0.19% (平均 $\bar{C}=0.155$ %) であり、包晶反応域にあるのが特徴である。

井上¹⁵⁾は、本実験と同様な銅板内温度測定を $U=0.5\sim 0.8$ m/min, スラブ寸法 245×2100 mm² で行い、銅板の温度変動発生頻度が高いほどスラブの手入率が增加すると述べている。本実験においても、Fig. 10 に示すように、銅板の温度変動が大きいほど縦割れが発生する傾向が見られた。観察スラブの縦割れ位置と対応する時間の銅板内 5 mm 面温度について、時間変動の最高温度と最低温度の差 ($\Delta\theta$) とその間の時間 (Δt) との比 $|\Delta\theta/\Delta t|$ を各測温点で求めた。この $|\Delta\theta/\Delta t|$ の最大値 $|\Delta\theta/\Delta t|_{\max}$ と縦割れのスラブ 1 m あたりの平均長さ、形態との関係を Fig. 11 に示す。 $|\Delta\theta/\Delta t|_{\max}$ が大き

Table 2. Relation between surface crack formation and carbon content of slabs.

Type of cracks	S	S+C	C	T	T+C	P	P+T	Without cracks
Frequency (%)	16.4	1.8	1.2	2.9	1.2	0	0.6	76.5
Longitudinal cracks								
Length (mm/crack)	114	194	171	125	114		353	
No. of cracks (cracks/m-slab)	0.70	1.2	0.63	3.3	3.1		2.4	
\bar{C} (averaged) (%)	0.155	0.155	0.160	0.137	0.132		0.170	0.170

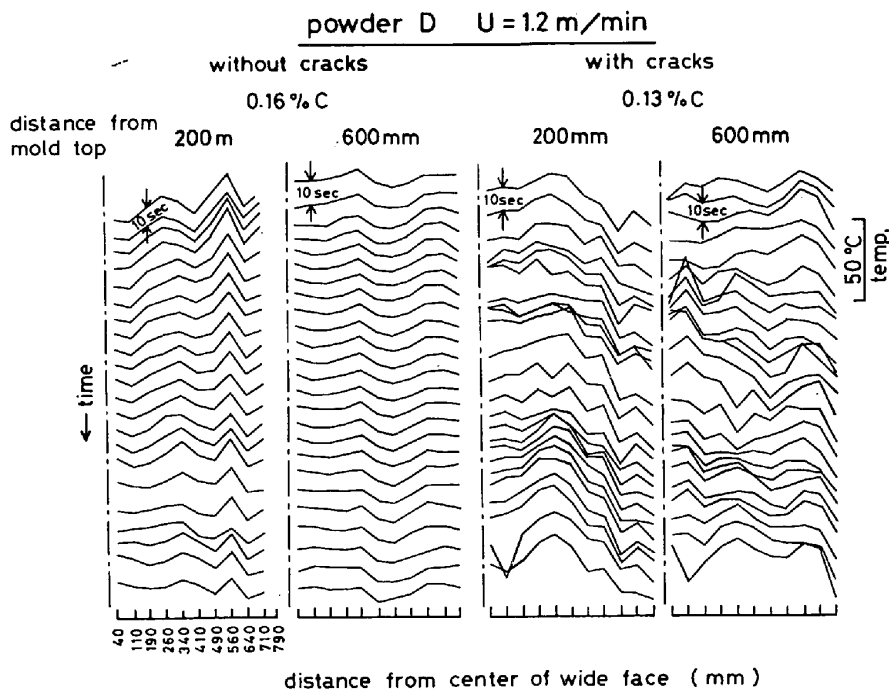


Fig. 10. Temperature variations in Cu mold during casting of slabs with and without cracks.

Table 3. Relation between the position of crack formation on slabs and the position where time derivative of temperature difference in Cu mold is significant.

Type of cracks	Crack length (mm/m)	Position of crack (mm)*	$\Delta\theta/\Delta t$ ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	Position for $\Delta\theta/\Delta t$ (mm)*	U (m/min)
S	104	310, 430, 550	0.74, 0.74, 0.66	410, 410, 260	0.9~1.0
S	155	320	0.87, 0.74, 0.40	340, 340, 340	1.0
S	142	150	0.63, 0.47, 0.40	110, 110, 110	1.0
S	105	260, 570	1.20, 0.97, 0.54	260, 260, 410	0.9~1.0
S	177	190, 210	1.83, 1.25, 1.03	190, 190, 190	1.0
S	125	50	0.30	40	1.0
S	356	55, 235	1.60, 0.85, 0.77	260, 260, 190	1.2
S	222	15	0.45, 0.40, 0.35	40, 40, 40	1.0
S	52	6	0.43, 0.33, 0.33	40, 40, 40	1.0
S + C	397	100	1.30, 1.15, 1.10	110, 110, 110	1.0
S + C	347	0	0.83, 0.60, 0.53	40, 40, 40	1.0
S + C	298	560, 640	0.93, 0.70, 0.70	640, 560, 640	1.0
T	451	200~250, 350, 570	0.85, 0.76, 0.52	260, 340, 560	1.0
T	502	0~100, 250, 430, 550~600	1.75, 1.70, 0.76	410, 190, 560	0.8
T	671	270~420	1.30, 1.30, 1.27	490, 410, 410	0.8
T	888	260~410, 560	2.68, 1.02, 0.84	340, 260, 340	0.8
T + C	440	0~200, 600~700	1.20, 1.20, 1.05	40, 190, 560	1.0

*: Distance from the center of wide face

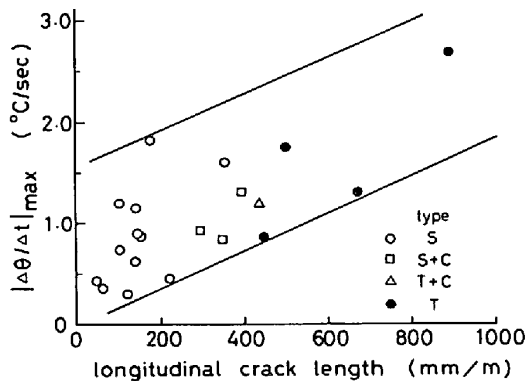


Fig. 11. Relation between longitudinal facial crack length on slabs and maximum value of time derivative of temperature difference in Cu mold.

くなるほど、縦割れの平均長さも長くなり、type T の発生が多くなる。 $|\Delta\theta/\Delta t|_{\max}$ ないし、 $|\Delta\theta/\Delta t|$ が 2 番目、3 番目に大きい値を示した位置（鋳型幅方向に中心から測定）と縦割れ発生位置（同様に測定）を対比して Table 3 に示す。 $|\Delta\theta/\Delta t|_{\max}$ と縦割れの平均長さのみならず、 $|\Delta\theta/\Delta t|$ の大きい位置と縦割れ位置もきわめてよく対応している。また、面縦割れは、Fig. 12 に示すように、銅板の幅方向最低温度の発生頻度が高い位置に発生する場合が多い。type S は幅方向温度分布が偏り、かつ、偏りがある時間継続した場合に生じる。type T が生じる場合には、幅方向の温度分布にそれほど偏りが無い。

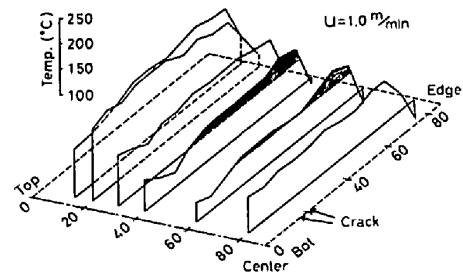


Fig. 12. Widthwise location of longitudinal facial cracks formed as a consequence of irregular heat extraction from the shell as represented by uneven temperature distribution in Cu mold.

iii) 凝固殻内の応力分布に及ぼす温度変動の影響

本実験の $C = 0.12 \sim 0.23\%$ の範囲では、縦割れは $C = 0.13 \sim 0.16\%$ の包晶反応のおこる領域で多く発生した。また、縦割れは、銅板内温度変動が大きい場合に発生しやすく、type T については、この傾向がより顕著であった。

凝固時の $\delta \rightarrow \gamma$ 相変態に起因する凝固殻表面の“しわ”は空隙をつくり、局所的な伝熱抵抗の増加をもたらす²⁰⁾。このような不均一凝固は、凝固殻の強度や応力分布に影響を及ぼし、面縦割れの発生を助長すると考えられる。面縦割れの発生に及ぼす鋳型内熱流束の変動の影響を調べるために、既報の手法⁷⁾により、凝固殻内の応力解析を行った。

type T の割れが発生した場合、銅板内測温点の温度

変動量は、その点の時間平均温度に対して約 $\pm 20\%$ であった。この温度変動量とその時の銅板内温度の鋳込み方向分布から、鋳型壁に対するスラグ膜の接触が一樣でないために小さなしわがスラグ膜表面に生成する¹⁸⁾と考へて、接触熱伝達係数 h_0 ⁷⁾ を求めると、Fig. 13 の破線(b)が得られる。この鋳込み方向に変動する h_0 と、Fig. 13 の実線(a)に示すように、銅板内温度変動が少ない場合の h_0 に対してメニスカスから 200~400 mm の位置における凝固殻内応力分布を比較して Fig. 14 に示す。 h_0 が鋳込み方向に変動する場合には、 h_0 が順次低下する場合と比較して、凝固殻内に生じる幅方向の引張応力が増加する。この引張応力の増加が、面縦割れの発生を助長するのであろう。スラブ表面と鋳型壁間に生じる空隙の伝熱抵抗による熱抽出の不均一をなくすには、低融点で比較的粘度の低いスラグにより、空隙を埋めることが有効であらう。

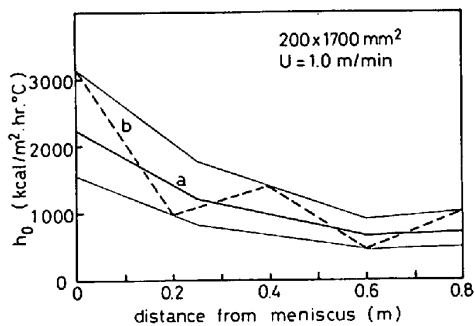


Fig. 13. Coefficient of heat transfer between slag film and mold surface for stress analysis.

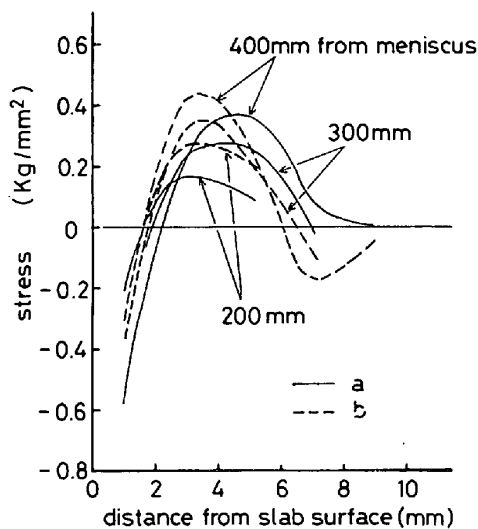


Fig. 14. Stress distribution in solidified shell at varying distance from meniscus (a, b: ref. h_0 in Fig. 13).

5. 鋳型内凝固と鋳型振動条件および潤滑

高速鋳造にともなうメニスカスからの湯面スラグ流入量の減少は、スラブ表面と鋳型壁との直接接触を増加させる。したがって、湯面スラグの流入を促進するようなパウダー特性を選ぶ必要がある。一方、湯面スラグの流入量は、鋳型振動条件にも依存する²¹⁾²²⁾。さらに、面縦割れの主因であるスラグストリークは、鋳型内初期凝固の状況と密接に関係すると考えられる。そこで、鋳型内初期凝固と鋳型振動条件の関係、鋳型内潤滑について調べた。

5.1 鋳型内初期凝固に及ぼす振動条件の影響

5.1.1 実験方法

垂直-曲げ型連鋳機で同じ銘柄のパウダーを用い、厚板用スラブ最表層部(表面より 1 mm 深さまで)の 1 次デンドライトアーム間隔と振動条件の関係を、短辺面中央で調べた。

5.1.2 実験結果ならびに考察

スラブ最表層部の 1 次アーム間隔 S_I は、Fig. 15 に示すように、鋳型振動のネガティブ時間 t_N が大きくなり、 t_N に比例してオッシレーションマークの深さ \bar{d}_{max} が深くなるほど大きくなる。先に述べたオッシレーションマークの生成機構²¹⁾から明らかなように、 t_N が大きくなると、メニスカスからの湯面スラグの押し込み量が増加し、メニスカス部には温度の高いスラグが入るので冷却が緩やかとなり、 S_I も大きくなると考えられる。一般に、スラブ長辺面のオッシレーションマークは、鋳込み

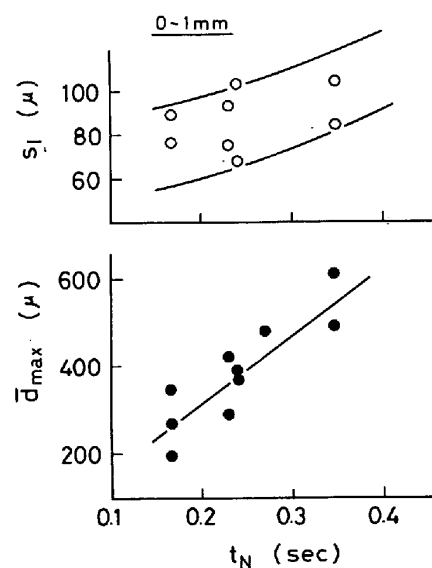


Fig. 15. Effect of negative stripping time on the primary dendrite arm spacings and maximum depth of oscillation marks.

方向に垂れ下がる傾向がある。また、拘束性ブレイクアウトが発生する前のオッシレーションマークは、垂れ下がりがや乱れが著しい。これらのことは、メニスカス部での凝固が幅方向に一樣に開始しないことを示している。メニスカス部での凝固殻が幅方向に不均一であれば、鋳型振動によるスラグと凝固殻の相互作用が幅方向で異なるために、メニスカスからの湯面スラグの流入が不均一となる。スラグストリークの発生は、このような原因にもよると考えられる。メニスカス部の冷却を緩やかにすれば、凝固殻が薄く、かつその温度が高いため、凝固殻の可撓性が高められ、スラグの不均一流入をおこりにくくする可能性がある。

5.2 鋳型内潤滑機構

5.2.1 実験方法

5.1 と同じ連鋳機のオッシレーションアームにひずみゲージを設置し、鋳造時のひずみ変化量を4ゲージ法により測定した。オッシレーションアームの剛性率は、鋳型に2tのおもりをのせ、そのさいのひずみ変化量から算出した。

5.2.2 実験結果ならびに考察

オッシレーションアームのひずみ測定から算出した引き抜き抵抗は、鋳型直下のフットロール部を含めて、スラブ寸法が260×1900mm²の場合に約2200Kg、260×1000mm²の場合に約1500Kgであった。また、この値は、用いるパウダーの物性により少し変化する。スラブ表面と鋳型内壁が流体潤滑ならば、鋳型内壁に働く力 F_1 は、次の(12)式で表される。

$$F_1 = -S \left(\eta \frac{\partial v_z}{\partial y} \right)_{y=d_f} \dots\dots\dots (12)$$

ここで、 S は鋳型内壁の面積、 v_z はスラグ膜の流下速度、 y はスラブ表面より鋳型内壁に向けた距離、 d_f はスラグ膜厚である。(12)式より、流体潤滑の F_1 を見積もると、たかだか数100Kgにすぎない。すなわち、鋳型内潤滑が固体摩擦との混合潤滑であることを示唆する。流体潤滑の比率をまし、固体摩擦を減少させるには、低融点であり、低い温度までガラス化した状態を呈するスラグを、スラブ表面と鋳型壁間に均一にかつ熔融状態で保持することが望ましい。摩擦力の増加にともなつて多く発生する傾向にある面縦割れは²³⁾、直接接合による局所的な不均一凝固と、凝固殻の引張応力の増加に起因すると推察される。鋳型内壁のめつきの種類や厚さを、高速鋳造時の摩擦力減少と、伝熱の観点から検討する必要がある。

6. 結 言

厚板用スラブを高速鋳造するさい問題となるブレイクアウトと表面割れのうち、特に鋳型内凝固と密接に関係するコーナー縦割れ、面縦割れを防止するために、鋳型内凝固に及ぼす各種要因の影響を調べた。

まず、スラブ短辺面の鋳型内凝固に及ぼす溶鋼流動の影響、コーナー縦割れに及ぼす長辺面テーパの影響を定量的に明らかにするとともに、それらの影響を理論的に解析した。

つぎに、コーナー縦割れ、面縦割れの生成機構を考察した。また、鋳型銅板内温度の分布や時間変動と縦割れの発生頻度、スラブ単位長さあたりの平均長さ、個数や C 濃度との関係を探り、面縦割れに及ぼす銅板内温度変動の影響を応力解析を行つて明らかにした。鋳型内長辺面熱抽出量と鋳造速度、パウダー銘柄の関係についても調べた。

さらに、鋳型内初期凝固と振動条件の関係、鋳型内潤滑を調査し、面縦割れを防止するための条件を検討した。

本研究を行うにあたり、実験に協力された川崎製鉄(株)水島製鉄所製鋼部、日名英司氏、児玉正範主査、ならびに千葉製鉄所製鋼部、上田典弘掛長、今井卓雄主査に深く感謝する。

文 献

- 1) 児玉正範, 小島信司, 中井一吉, 反町健一, 今井卓雄, 垣生泰弘, 野崎 努: 鉄と鋼, 64 (1978) 8, '78-A123
- 2) 中川 一, 島 孝次, 堀 珊吉, 椿原 治, 山内信一, 村田安成: 鉄と鋼, 64 (1978)8, '78-A131
- 3) 井上俊朗, 田中英記: 製鉄研究, (1978) 294, p. 1
- 4) 飯田義治, 大森 尚, 前田瑞夫, 小島信司, 越川隆雄: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 3, p. 405
- 5) 糸山哲司, 垣生泰弘, 丸山英雄, 矢部 直, 反町健一, 川原田昭, 高橋 暁: 学振 19 委, 凝固-282, 凝固現象協議会資料, (1980)
- 6) A. GRILL, K. SORIMACHI, and J. K. BRIMACOMBE: Met. Trans., 7B (1976), p. 177
- 7) 木下勝雄, 江見俊彦, 笠井 学: 鉄と鋼, 65 (1979) 12, p. 2022
- 8) 木下勝雄, 北岡英就, 江見俊彦: 鉄と鋼, 67 (1981) 1, p. 93
- 9) 桜谷敏和, 江見俊彦, 武 英雄, 江本 寛治, 越川隆雄: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 3, p. 441
- 10) 反町健一, 野村 寛, 長谷川衛, 糸山哲司, 矢野修也: 川崎製鉄技報 12 (1980) 3, p. 449
- 11) 梨和 甫, 吉田圭治, 友野 宏, 木村 隆, 辻田進: 鉄と鋼, 66 (1980) 11, S856

- 12) 岩崎敏夫, 千秋信一: 土木学会誌, 38 (1953) 8, p. 337
- 13) 熊井 浩, 浅野鋼一, 大橋徹郎, 野村悦夫, 藤井博務: 鉄と鋼, 60 (1974) 7, p. 894
- 14) 浜上和久, 久我正昭, 上田典弘, 吉井 裕, 中戸参: 鉄と鋼, 66 (1980) 4, S 141
- 15) 井上俊朗, 秋田靖博, 野呂克彦, 片野征夫: 製鉄研究, (1978) 298, p. 34
- 16) 熊田雅弥, 馬淵幾夫: 機械学会論文集, 35 (1969) p. 1053
- 17) 三隅秀幸, 溝口庄三, 佐伯 毅, 大口 滋, 田中純: 鉄と鋼, 66 (1980) 11, S 809
- 18) 中戸 参, 垣生泰弘, 江見俊彦, 木下勝雄, 戸村寿孝, 上田典弘: 鉄と鋼, 62 (1976) 11, S 506
- 19) 桜谷敏和, 江見俊彦, 今井卓雄, 江本寛治, 児玉正範: 鉄と鋼, 67 (1981), 8, p. 1220
- 20) A. GRILL and J. K. BRIMACOMBE: Ironmaking and Steelmaking, 3 (1976) 2, p. 76
- 21) T. EMI, H. NAKATO, Y. IIDA, K. EMOTO, R. TACHIBANA, T. IMAI, and H. BADA: Proc. 61st. NOH-BOSC, (Chicago, 1978), p. 350
- 22) T. KITAGAWA and M. ISHIGURO: 4th Japan-Germamy Seminar Preprints, (Nov. 12, 13, 1980, Tokyo), p. 249
- 23) 橘 林三, 垣生泰弘, 江見俊彦, 浜上和久, 反町健一, 今井卓雄, 児玉正範: 鉄と鋼, 66 (1980) 11, S 811