

© 1988 ISIJ

技術報告

高速スラブ連铸時における铸型铸片間の摩擦力 低減と拘束性ブレイクアウト防止

糸山誓司*・鷺尾 勝*²・西川 廣*²
山中啓充*²・田中修二*²・藤井徹也*³

Reduction of Friction Force in Mold and Prevention of Sticking Type Breakout for High Speed Continuous Casting of Slabs

Seiji ITOYAMA, Masaru WASHIO, Hiroshi NISHIKAWA,
Hiromitsu YAMANAKA, Syuji TANAKA and Tetsuya FUJII

Synopsis :

Friction force between mold and slab was measured by load cell in order to optimize mold powder and oscillation conditions for No. 3 continuous caster at Chiba Works. Furthermore, a method for prediction and prevention of the breakout was also studied to minimize reduction of productivity when a countermeasure was taken for avoiding the breakout. Results obtained are as follows :

1) Adoption of mold powder with low viscosity and reduction of negative stripping ratio made it possible to cast low carbon aluminum killed steel stably at 2.0 m/min by decreasing friction force less than 200 gf/cm².

2) Effect of the viscosity of mold powder and negative stripping ratio on the friction force can be reasonably explained by considering viscous friction.

3) The breakout can be successfully predicted by thermocouples set in parallel to meniscus in mold copper plate.

4) When the breakout sensor alarms, the casting speed is instantly lowered down to the predetermined allowable level to avoid the breakout.

Key words : continuous casting ; friction force ; mold powder ; mold oscillation ; breakout ; mold temperature ; prediction ; prevention.

1. 緒 言

連続铸造において高温铸片の製造と直送圧延プロセスを安定化させるためには、高速铸造技術が重要となる。高速铸造技術を確立するにあたって最も懸念される問題は、铸型内铸片凝固殻の薄肉化による凝固殻強度の低下および铸片と铸型間の潤滑不良による摩擦力の増大に起因する拘束性ブレイクアウト（以後、*B. O*と略す）の発生である¹⁾²⁾。铸片と铸型間の摩擦力は、铸型オシレーション条件およびモールドパウダー物性等に依存するといわれている³⁾。このような観点から大宮ら⁴⁾に

より铸型と铸片間の摩擦力をロードセルを用いて測定する試みがなされてきた。

本報告では千葉第3連铸工場において铸片と铸型間の摩擦力をロードセルを用いて測定し、この摩擦力に及ぼすモールドパウダー物性とオシレーション条件の影響について調査を行い、さらに拘束性 *B. O* の発生に及ぼす铸片と铸型間の潤滑状態の影響について検討を加えた。

一方、拘束性 *B. O* の予知・防止については、常岡ら⁵⁾や村瀬ら⁶⁾の铸型銅板測温方式、梨和ら⁷⁾のロードセル方式、さらには加速度計を用いた中重ら⁸⁾の報告が

昭和61年10月本会講演大会にて発表 昭和62年10月21日受付 (Received Oct. 21, 1987)

* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

*2 川崎製鉄(株)千葉製鉄所 (Chiba Works, Kawasaki Steel Corp.)

*3 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

ある。また、拘束性 *B. O* の発生が予知された場合、減速によつて *B. O* を回避できるという椿原⁹⁾ の報告がある。しかし、高速鋳造時の急激な減速や鋳造の停止は、鋳片表面品質や生産性、さらには鋳造制御の観点から避ける必要があるので、拘束性 *B. O* を回避するための鋳造速度の減速量を最小とすることは意義がある。もちろん、不必要な減速は操業を攪乱するので拘束性 *B. O* 予知の信頼性を高める必要がある。本報告では、この点を考慮して、鋳型銅板測定法による拘束性 *B. O* の予知とそれに引き続く減速による回避方法についても検討した。

2. 実験方法

2.1 摩擦力測定の方法と原理

鋳片と鋳型間の摩擦力測定については、すでに報告されている方法を用いた⁴⁾¹⁰⁾。すなわち Fig. 1¹⁰⁾ に示すように、鋳型オッシレーションテーブルの長辺の両側 2 本のサポートピンをピン式ロードセルに変えて取りつけ、その振動抗力を測定することにより摩擦力を求めた。モールドパウダーは、Table 1 に示す 4 種の組成のものを使用した。ここでパウダー A は、1300°C での粘度が 0.9 poise のものであり従来より工程的に使用されているパウダーである。実験パウダーとして B~D のパウダーを使用した。パウダー B については、粘度を 1.3

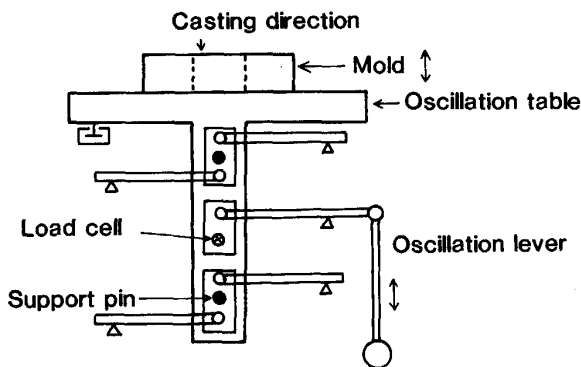


Fig. 1. Schematic view of oscillation generator for No. 3 continuous casting machine at Chiba Works.

Table 1. Chemical composition of mold powder used in the experiment.

Powder	CaO/SiO ₂	Al ₂ O ₃ (%)	F (%)	Li (%)	Ba (%)	Mg (%)	Viscosity (poise at 1300°C)	Softening point (°C)
A	1.05	6.4	8.8	0	4.8	0	0.9	960
B	0.85	6.0	8.8	0.5	7.0	0	1.3	890
C	0.95	5.7	8.8	0.5	0	2.8	0.8	910
D	0.95	5.1	8.8	0.5	0	4.3	0.9	910

Table 2. Casting conditions for experiment.

Cast steel	Low carbon aluminum killed steel (SPCC, SPCE)
Mold oscillation	Stroke, $S=8$ mm Frequency, $f=100-150$ cpm Negative stripping ratio, $N=5-30\%$
Casting speed	$V_c=1.65-2.04$ m/min $230 \times 900-1100$ mm ²

poise とし軟化点を 890°C とした。パウダー C は、粘度を 0.8 poise とし MgO を Mg 分で 2.8% 添加した。さらにパウダー D は、MgO を Mg 分で 4.3% 添加した。

本実験での操業条件を Table 2 に示す。本連続機は、垂直漸次曲げ漸次矯正型スラブ連続機であり、鋳型寸法は、230 mm×900~1100 mm である。またオッシレーション制御は、ネガティブストリップ速度率(以後、ネガティブストリップ率と称す)一定制御方式であり一般に次式で示される。

$$V_c = 2fS / (1 + N/100) \dots \dots \dots (1)$$

S: オッシレーションの全振幅

f: 鋳型振動数

N: ネガティブストリップ率

V_c: 鋳造速度

振動抗力の測定は、ネガティブストリップ率 *N* が 5~30%、オッシレーションの全振幅 *S* を 7.8 mm、また鋳造速度 *V_c* を 1.65~2.04 m/min の範囲で実施した。

高速鋳造において安定な潤滑を得るためには、使用されるモールドパウダーの粘度が重要な因子と推定される。そこで、それぞれ原パウダー(使用前のパウダー)を 1300°C で溶解し白金球引き上げ法¹¹⁾により粘度測定を行った。また、実操業で使用中のこれらのパウダーについてモールド内よりサンプリングしたスラグの 1300°C における粘度を同様の方法で測定した。さらに、これらのパウダーの Al₂O₃ 濃度依存性を求めるために各パウダーに 0~15 mass% の Al₂O₃ を添加して 1300°C の粘度を求めた。

鋳型振動抗力から摩擦力を演算する方法は、以下のように行つた。

一般に、鋳型振動による抗力は、次式で示される¹⁰⁾。

$$P(t) = M\ddot{X} + C\dot{X} + kX + F'(t) \dots \dots (2)$$

$$X = (S/2)\sin(2\pi ft) \dots \dots \dots (3)$$

P(t): 鋳型振動による抗力

M: モールド質量

C: 減衰係数

k: バネ定数

F'(t): 鋳型と鋳片間の総摩擦力

X: 鋳型変位 t: 時間

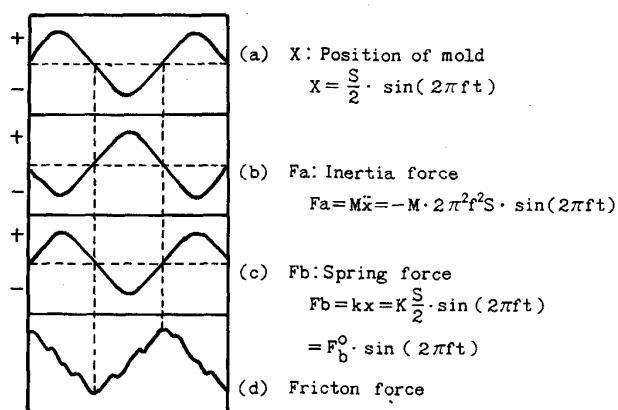


Fig. 2. Relation between friction force and mold displacement.

ここで、空運転時の場合は、 $F(t)=0$ であり、 $P(t)$ とモールドの振動周期との間に位相のずれが見られないことから $C=0$ とした。 $M\ddot{X}$ は慣性力 F_A を示し、 kX はバネ力 F_B を示しており、次式で表される。

$$F_A = M\ddot{X} = -M \cdot 2\pi^2 f^2 S \cdot \sin(2\pi ft) \dots (4)$$

$$F_B = kX = k \cdot S/2 \cdot \sin(2\pi ft) \dots (5)$$

空運転時の測定結果、および $M=28 \text{ t}$ を(4)式に代入すると、 $k=3.2 \text{ tf/cm}$ が得られる。ここで(4)、(5)式を(2)式に代入し $C=0$ とおくと、鑄片と鑄型間の摩擦力は、次式で求められる。

$$F'(t) = P(t) + M \cdot 2\pi^2 f^2 S \cdot \sin(2\pi ft) - k \cdot S/2 \cdot \sin(2\pi ft) \dots (6)$$

(6)式は、 $t=n/f$ ($n=0, 1, 2, \dots$) の場合に最大値を示し $t=(2n+1)/2f$ の場合に最小値を示すことがわかる。これらの関係を模式的に Fig. 2 に示す。従つて、振動抗力を測定しその最大値より最大の摩擦力が求められる。そこで本報告では、この振動抗力の最大値と最小値との差を摩擦力と定義して以下の解析に用いた。

2.2 鑄型銅板測温方法と拘束性 B.O 予知原理

拘束性 B.O の予知は、B.O 発生過程¹⁾において、V 字形をした凝固殻の破断部が縦横に成長、伝播しながら鑄型下端まで下降する際、破断部が通過する位置に対応した複数の測温部で急激な温度上昇とそれに引き続く下降現象が検出されることを利用している。

予知方式は、これまで紹介されている鑄込方向(縦方向)での上下段温度の逆転現象を利用する方法¹²⁾と異なり、破断部の幅方向(横方向)への伝播を時間遅れを伴う温度上昇挙動によつて判断する⁶⁾ものである。

測温方向(横、縦)の相違による予知への影響は、破断部が横と縦に伝播する時間に現われる。横、縦方向の測温間隔を、それぞれ W_x , W_z とすると、横と縦方向へ

の伝播時間 t_x , t_z は、次式で表される。

$$t_x = W_x \tan \beta / \alpha V_c \dots (7)$$

$$t_z = W_z / \alpha V_c \dots (8)$$

ここで、 β : 破断線の水平線となす角度、 α : 鑄込速度 V_c に対する破断線の下降速度の比。

B.O した凝固殻の β 値は、 V_c の増加にともない大きくなる傾向を示し、 $V_c=0.7\sim 1.6 \text{ m/min}$ で $30^\circ\sim 53^\circ$ であつた。しかし、実験的に求めた t_x と t_z から得られる伝播中の β 値は、 V_c や鑄片幅の影響がほとんどなく、 $20^\circ\sim 45^\circ$ の値を示したので $\beta=20^\circ\sim 45^\circ$ と与え、また α を $0.6\sim 0.9$ ¹³⁾ とすると、測温間隔が等しい場合は、(9)式が得られる。

$$t_x \leq t_z \dots (9)$$

よつて、横方向で測温する方式が、シェル破断現象を、より早く検知できる可能性が大きい。

高速連鑄の場合、鑄型内での凝固殻の滞留時間はより短くなるため、B.O を予知してから B.O するまでの猶予時間も短くなる。従つて、少しでも早くシェル破断現象を捉えることが B.O を回避する上で重要となる。以上の点を考慮して、横方向での測温方式を採用している。

測温は、銅板とバックアッププレート(水箱)を固定しているスタッドボルトの軸芯を中空化し、その穴を通した着脱可能なシース型熱電対をスプリングにより銅板背面に押付けて行つた。測温のための銅板の溝加工は行わず、測温深さは $22\sim 33 \text{ mm}$ である。熱電対先端には水封処理を施して、冷却水が浸入しないように工夫し、測温を行つた。

このため、測温位置はスタッドボルト位置に制限されるが、B.O 予知から B.O 回避のための操業アクションが十分余裕を持つて行える時間 t_B が B.O 予知から B.O までの最小時間よりも短くなるように、(10)式から測温位置 l 及び W_x を決めた。

$$t_B < l_c / \alpha V_c - t_{cr} \dots (10)$$

$$l_c = L - l - \frac{n}{2} W_x \tan \beta$$

ここで、 l_c : 破断部が n か所の測温点を通過した位置から鑄型下端までの最小距離

L : 鑄型長さ

l : 測温点の鑄型上端からの距離

n : 拘束性 B.O 予知判断を下すのに必要な最小の測温点数

t_{cr} : n か所での温度変化検出から B.O 警報を出すまでの予知判定時間

3. 実験結果

3.1 摩擦力に及ぼす鋳造速度の影響

Fig. 3 に、モールドパウダー B, C および D を用い、かつネガティブストリップ率を 10% と 5% の条件で鋳造した際の鋳造速度と摩擦力との関係を示す。Fig. 3 から、鋳込速度の増加に伴い摩擦力が増加することがわかる。またそれぞれの条件で比較すると、パウダー B を用いてネガティブストリップ率が 10% の条件が同一鋳造速度で最も摩擦力が大きく、次いでパウダー C でネガティブストリップ率が 10% の場合、さらにパウダー C でネガティブストリップ率が 5%、パウダー D でネガティブストリップ率が 5% の順に摩擦力が低くなっていることがわかる。

3.2 摩擦力に及ぼすネガティブストリップ率の影響

鋳造速度が 1.75 m/min と一定の条件でパウダー A, B および C を用いた場合のネガティブストリップ率と摩擦力との関係を Fig. 4 に示す。これよりネガティブストリップ率が低くなるに従って摩擦力が低下すること

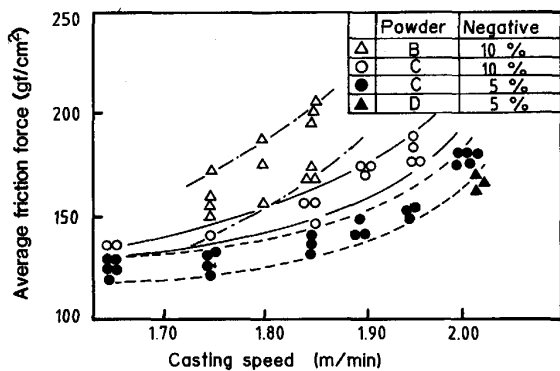


Fig. 3. Effect of casting speed on friction force in various mold powders and negative stripping ratio.

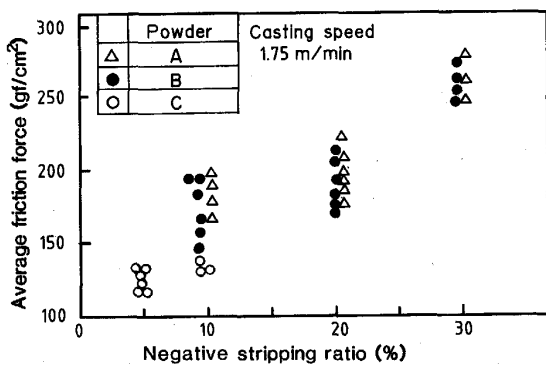


Fig. 4. Effect of negative stripping ratio on friction force in various mold powders at 1.75 m/min of casting speed.

がわかる。また、同一ネガティブストリップ率で比較するとパウダーの粘度が低いパウダー C を用いた場合が最も摩擦力が少ないことがわかる。

3.3 摩擦力に及ぼすモールドパウダー粘度の影響

鋳造速度が 1.75 m/min と一定の条件でパウダー A, B および C を用いかつネガティブストリップ率を 30% と 10% とした場合のパウダーの粘度と摩擦力との関係を Fig. 5 に示す。ここでパウダーの粘度は、そのパウダーの使用中にモールド内よりサンプリングしたモールドスラグの 1300°C での粘度とした。図より、摩擦力はモールドパウダーの粘度で整理できることがわかる。また同一粘度においても、ネガティブストリップ率が 10% と 30% では、30% のほうが摩擦力が大きくなることがわかる。これは、Fig. 4 の結果からも容易に推定できる。Fig. 5 において、パウダー B と C を比較す

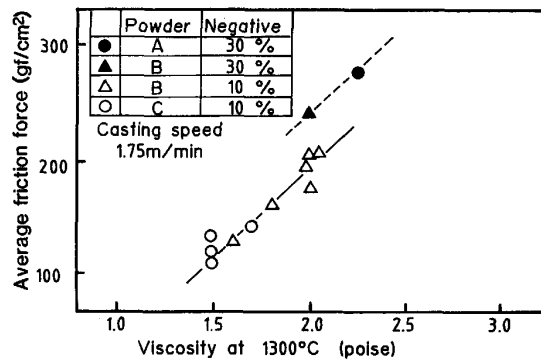


Fig. 5. Effect of viscosity of mold slag on friction force in various mold powders and negative stripping ratio at 1.75 m/min of casting speed.

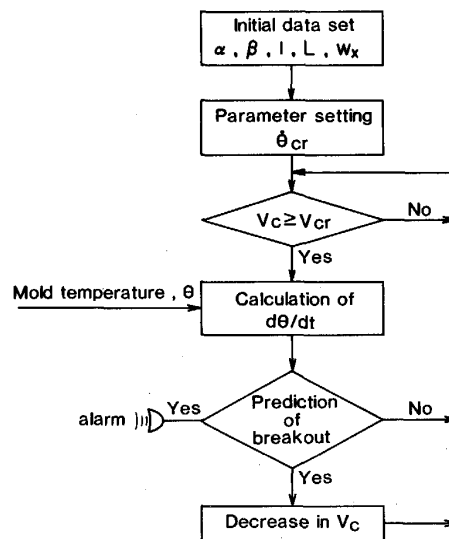


Fig. 6. Flow chart of prediction and prevention system of sticking type breakout for No. 3 continuous casting machine at Chiba Works.

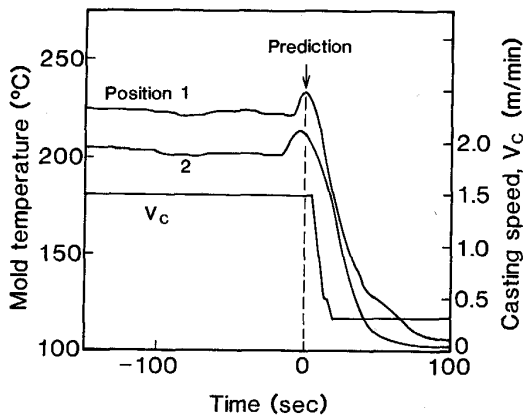


Fig. 7. Temperature changes and casting speed at prediction and prevention of sticking type breakout.

るとパウダーCの粘度は、安定して低領域に位置しているが、パウダーBについては、1.5~2.3 poise までばらついている。この理由については、後述する。

3.4 拘束性 B. O 予知及び回避結果

Fig. 6 は、千葉第3連鑄機における拘束性 B. O 予知・回避システムの流れを示す。B. O 予知に必要な基本的なパラメーターは温度変化速度の臨界値のみであり、この値より大きい温度変化速度が検出されればシェルの拘束と破断が生じたものと判断する。この臨界値は、過去の拘束性 B. O 時の銅板温度変化速度の測定値に基づいて決めた。Fig. 7 は B. O を予知・回避した時の鑄型銅板温度と鑄造速度の変化を示す。鑄造速度を減速させることによつて、拘束性 B. O を回避できることが確認できた。誤報発生頻度は2ストランド当たり2回/月以下であつた。誤報は、鑄造速度の増加時や急激な湯面変動時に発生するものの、温度変動の激しい中炭素鋼(C/0.08~0.14%) における誤報の増加は見られず、B. O 見逃し率は0% であつた。

4. 考 察

4.1 最適パウダー組成

すでに述べたように、モールドスラグの粘度が低下するに従つて摩擦力は低下する傾向を示す。しかし、鑄込中のパウダーの粘度は、原パウダーと比較して、0.5~0.8 poise 程度増加しており、鑄込中のパウダーの粘度を低下させることが重要である。使用中にパウダーの粘度が増加する原因は、主としてパウダー中の Al_2O_3 の濃度上昇である。そこで、本実験で使用したパウダー粘度の Al_2O_3 濃度依存性を測定し Fig. 8 に示した。図より、原パウダーの粘度は 0.8~1.3 poise の範囲である

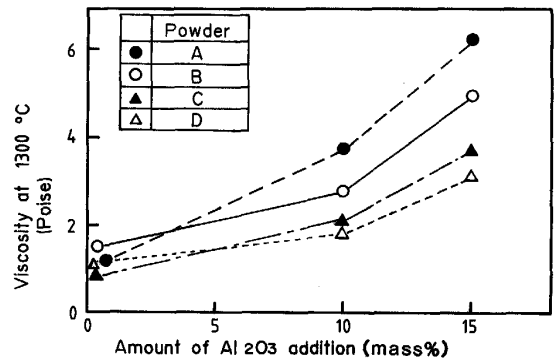


Fig. 8. Influence of amount of Al_2O_3 addition on viscosity of mold slag.

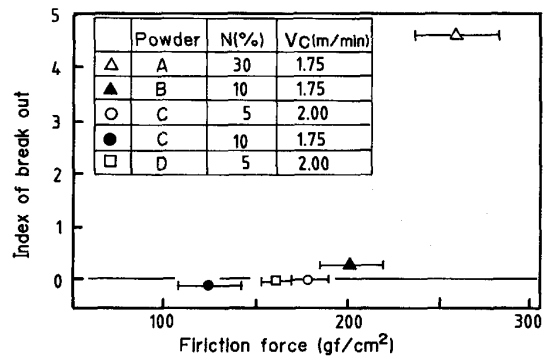


Fig. 9. Influence of friction force on frequency of sticking type breakout.

が、 Al_2O_3 濃度の増加につれていづれのパウダーも粘度が急激に増大し、パウダー間の粘度の差も顕著となる。この結果、Fig. 8 に示すような Al_2O_3 濃度の増大による粘度の上昇が少ないパウダーC、あるいは、パウダーDが最適なパウダーと考えられる。Fig. 5 に示したように、パウダーBがパウダーCと比較して粘度のばらつきが大きい理由としてパウダーの粘度の Al_2O_3 濃度依存性の差によるものと推定できる。

4.2 拘束性 B. O と摩擦力の関係

Fig. 9 に、摩擦力と拘束性 B. O 発生比率との関係を示す。ここで摩擦力の値は、300~500 チャージの測定結果の平均値とその間での最大および最小値を示す。図より B. O の発生頻度は摩擦力で整理でき、平均の摩擦力が 200 gf/cm^2 以上になると B. O の発生頻度が急激に増加することがわかる。メニスカス直下の摩擦力が凝固殻の高温引張強度を上廻ると凝固殻の破断が生ずるといふ考え方²⁾を裏付ける現象といえよう。本実験結果から、パウダーCあるいは、パウダーDを使用しかつネガティブストリップ率を5% にすることにより B. O を発生させることなく安定して 2.0 m/min での鑄造が可能であ

ることがわかった。

4.3 摩擦力に及ぼす操作条件の影響

一般的に鋳片と鋳型間の単位面積あたりの摩擦力 $F(t)$ は、液体摩擦力 $F_l(t)$ と固体摩擦力 $F_s(t)$ の和として、(11)式で表されている⁷⁾。

$$F(t) = F_l(t) + F_s(t) \dots\dots\dots (11)$$

また、鋳型内の液体摩擦力は、次式で示される。

$$F_l(t) = -\bar{\eta}_l(V_c - V_M)/d_l \dots\dots\dots (12)$$

$\bar{\eta}_l$: 鋳型と鋳片間の潤滑液膜の見掛けの粘度

d_l : 潤滑液膜の平均厚さ

V_M : 鋳型振動速度

$$V_M = \pi f S \cos(2\pi f t) \dots\dots\dots (13)$$

(12)式に(13)式と(1)式を代入して $F_l(t)$ の最大値を求めると(14)式が得られる。

$$F_{l_{max}}(t) = -\bar{\eta}_l \cdot V_c / d_l (\pi N / 200 + \pi / 2 + 1) \dots\dots\dots (14)$$

(14)式の関係は、液体摩擦力が、粘度、鋳造速度およびネガティブスリップ率に比例することを示す。これは、本実験結果を裏付けるものであり、また水上ら³⁾の結果とも一致している。

4.4 拘束性 B. O 回避に対する考え方

減速により拘束性 B. O を回避するためには、次の3条件が満足される必要がある。

- (1) 減速によつて、拘束シェルが鋳型から解放される。
- (2) 解放された拘束シェルが鋳片と一緒に引き抜かれる。

(3) 解放された拘束シェル破断部が鋳型の下端に達した際にその位置での静鉄圧に耐えうる強度を有する。

以下に、(1)~(3)を満足させる鋳造条件について検討する。

(1) 減速による拘束シェルの解放条件

減速によつて拘束シェルが鋳型から解放される定性的な理由は、Fig. 10 によつて説明できる。すなわち、鋳型にシェルが拘束されていて鋳型と同一の運動をする場合、定常速度 V_c でのネガティブ時間 t_N は、拘束シェル A が引き抜かれるシェル B を l_i だけ押し込む時間に相当する。シェル B からすれば、この押し込みにより拘束シェル A に押し上げ力 F_u を作用させる。この時、拘束シェルに作用する力のバランスを取ると、次式となる。

$$F_{st} + F(t) + F_a + F_g > F_u \dots\dots\dots (15)$$

ここで、 F_{st} : 鋳型と鋳片間の拘束力、 F_a : 拘束シェルの慣性力、 F_g : 拘束シェルの重力による力。

減速すると t_N は長くなり、従つて破断部のシェル厚も増すことになる。これは(15)式の F_u の増加につながる。よつて、

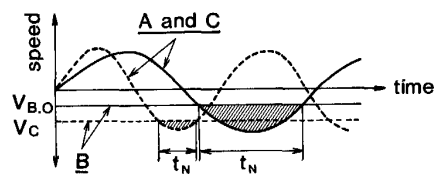
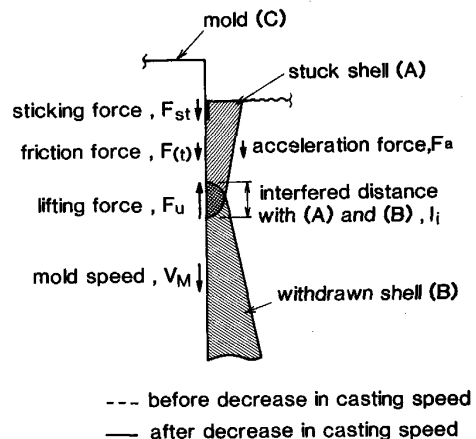


Fig. 10. Schematic presentation of behaviors of forces occurred by interference with stuck shell and withdrawn shell, and comparison between interfering time, t_N , before and after the decrease in casting speed for the breakout prevention.

$$F_{st} + F(t) + F_a + F_g < F_u \dots\dots\dots (16)$$

の条件になれば、拘束シェルは鋳型から解放されることになる。

つまり、減速すること自体が拘束シェルに解放力を与えるように作用することになる。しかし、どこまで減速すべきか、については F_{st} が不明であるので、経験的に求めざるを得ない。

(2) 拘束が解放されたシェルの引抜き条件

拘束が解放されたシェルを引き抜く条件は、シェルに作用する力のバランスから(17)式で表現できる。

$$F(t) < F_T + F_g \dots\dots\dots (17)$$

ここで、 F_T : t_N 時間内に破断部で成長したシェルの引張強度。

この場合も、減速によつて t_N 時間が長くなると F_T が増大するので解放された拘束シェルは引き抜かれやすくなる。通常、シェルの引張強度は圧縮強度よりも小さいので、拘束シェルが引き抜かれる鋳造速度は、拘束シェルが解放される鋳造速度よりも小さいことが推定される。よつて拘束シェルが引き抜かれる速度を求めれば、条件(1)は満足されると考えられる。

さて、千葉第1~3連続では0.6 m/min未滿の鋳造速度での拘束性 B. O 発生の経験がない。この理由として、次の2点が考えられる。

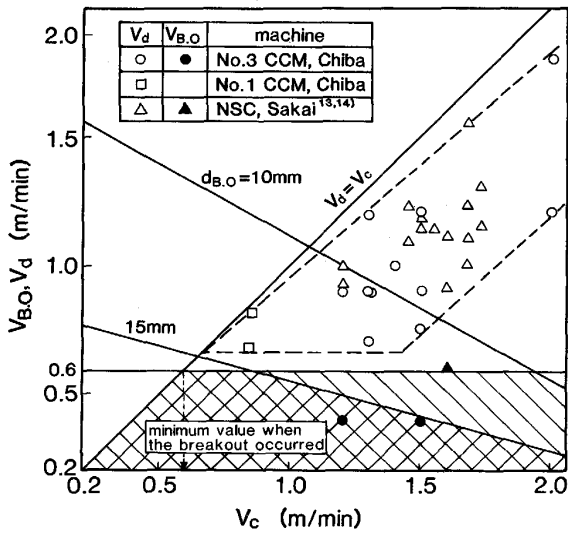


Fig. 11. Relations among casting speed (V_c) at the breakout prediction, descending speed (V_d) of perimeter of stuck shell, and casting speed ($V_{B,O}$, hatched part) after the decrease in casting speed for preventing the breakout.

(i) 低速铸造のためシェルの引張強度が鑄型と鑄片間の摩擦力よりも大きいのでシェル破断が起こらない。

(ii) もし、シェルの拘束が発生しても、 t_N が大きいため(16)、(17)式が成立して容易に拘束が解放される条件にある。

一方、拘束シェル破断線の下降速度 V_d と铸造速度 V_c の関係は、Fig. 11 の破断部のように表される。図には従来の公表データ¹³⁾ も示した。もし、前記(i)、(ii)の理由で、ブレイクアウトの発生しない上限の臨界铸造速度が存在すると仮定すると、この値は $V_d = V_c$ になる値に相当し、それ以下ではシェルの拘束は発生しないと考えられる。図中からこの臨界铸造速度を推定すると約 0.7 m/min となる。この値は、前述の拘束性 $B.O$ の発生する最低铸造速度 0.6 m/min に近く、解放された拘束シェルを引き抜くための最大値と見直せよう。

以上は、これまでに得られたデータをもとに推定したものであり、臨界铸造速度は鋼の高温強度や鑄型と鑄片間の摩擦力にも依存するものと考えられる。

(3) 解放された拘束シェル破断部の鑄型下端での $B.O$ 防止条件

$B.O$ を予知し減速する時点での、V形の拘束シェル破断部の先端から鑄型下端までの距離 l_B は、(18)式で与えられる。ただし、減速は直ちに行われるものとする。

$$l_B = l_c - \alpha V_c \cdot t_d \dots\dots\dots (18)$$

ここで、 t_d : 温度変化検知から減速開始までの時間。

また、鑄型下端での $B.O$ 回避に必要なシェル厚を $d_{B,O}$ とすると、

$$d_{B,O} < k_s \left[\frac{l_B}{V_{B,O}} - t_1 \right]^{0.5} \dots\dots\dots (19)$$

ここで、 k_s : 鑄型内凝固速度定数、 $V_{B,O}$: 減速後の铸造速度、 t_1 : 減速して、拘束シェルが解放されるまでの時間。

(18)、(19)式より、 $B.O$ 回避に必要な $V_{B,O}$ は(20)式となる。

$$V_{B,O} < \frac{l_B}{\left\{ \left[\frac{d_{B,O}}{k_s} \right]^2 + t_1 \right\}} \dots\dots\dots (20)$$

Fig. 11 には、(20)式を用いて $d_{B,O}$ をパラメーターに計算した $V_{B,O}$ と減速前の V_c の関係を示す。ただし、 $k_s = 20 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-0.5}$ 、 $t_1 = 0 \text{ s}$ 、 $\alpha = 0.7$ 、 $\beta = 35^\circ$ とした。 $d_{B,O}$ は、鑄型下端でバルジしない条件として求めればよい。ここでは、 $d_{B,O}$ は V_c によらず一定として与えた。

(4) 拘束性 $B.O$ 回避条件の推定

以上より、 $B.O$ 回避に必要な減速後の铸造速度 $V_{B,O}$ は、解放されたシェルの引抜速度と解放シェルの破断部が鑄型下端で $B.O$ しない引抜速度のいずれかの最小値となる。椿原ら⁹⁾ は、 $V_{B,O}$ を経験的に(21)式で与えている。

$$\pi f V_{B,O} / 3600 \left\{ \frac{\pi}{2} - \sin^{-1} \left(\frac{V_{B,O}}{\pi f S} \right) \right\} < 4.5 \times 10^{-2} \dots\dots\dots (21)$$

(21)式は、 $V_{B,O}$ でのネガティブ時間 t_N を表す(22)式を用いると(23)式に変形でき、 $B.O$ 回避には t_N が関係していることを示唆する。

$$t_N = \frac{1}{\pi f} \left\{ \frac{\pi}{2} - \sin^{-1} \left(\frac{V_{B,O}}{\pi f S} \right) \right\} \dots\dots\dots (22)$$

$$V_{B,O} < 162 \cdot t_N \dots\dots\dots (23)$$

一方、(1)式で V_c を $V_{B,O}$ とし、(21)式から f を消去すると、(24)式となり、 $V_{B,O}$ が簡単に求まる。

$$V_{B,O} < \left\{ \frac{324 S \left\{ \frac{\pi}{2} - \sin^{-1} \left(\frac{2}{\pi(1+N/100)} \right) \right\}}{\pi(1+N/100)} \right\}^{0.5} \dots\dots\dots (24)$$

(24)式から $V_{B,O}$ を求めると千葉 3CC の場合 ($S = 7.8 \text{ mm}$ 、 $N = 5 \sim 30\%$)、0.81 m/min 以下となり、この値は、前述の拘束性 $B.O$ が発生しない臨界铸造速度の 0.6~0.7 m/min に近い。

Fig. 11 には、 $B.O$ 回避に必要な前述の条件(2)、(3)を満足する铸造速度の範囲を斜線部で示す。ただし、条

件(2)を満足する铸造速度は、0.6 m/minとした。なお、図中には拘束性 $B.O$ を回避した時のデータ¹⁴⁾も示した。 $V_{B.O}$ は、 $d_{B.O}$ が薄い場合(10 mm)は、条件(2)、(3)によつて制限される。一方、 $d_{B.O}$ が厚い場合(15 mm)には、条件(3)のみでほぼ制限されることになる。

これにより、 $B.O$ 予知後の $B.O$ 回避に必要な減速後の铸造速度 $V_{B.O}$ は、減速前の铸造速度によつて変化させる必要のあることが推定される。つまり、 V_c が大きくなるほど $V_{B.O}$ を小さくする必要があり、高速铸造の場合、確実に $B.O$ を回避するためには特に(18)式の l_B を大きくするよう测温位置を工夫する必要がある。

千葉第3連铸においては、以上のような考え方で、拘束性 $B.O$ を回避している。

5. 結 言

高速連铸操業の安定化に必要な铸型と铸片間の摩擦力低減のため、ロードセルを利用して摩擦力に及ぼすモールドパウダー粘度及び铸型振動条件の影響を铸造速度が1.65~2.04 m/minの範囲で調査した。一方、高速铸造時の拘束性ブレイクアウト($B.O$)の発生を回避するため、铸型测温方式による予知・回避方法を検討した。その結果、以下のことが明らかになった。

1) 铸型と铸片間の摩擦力は、低粘度モールドパウダーの使用とネガティブストリップ率を減少する铸型振動条件の採用によつて減少する。この摩擦力の挙動は、液体摩擦力を考慮することにより理論的に説明できる。

2) 摩擦力が200 gf/cm²以上になると、低炭Alキルド鋼の場合、拘束性 $B.O$ 発生頻度が急増するが、ネガティブストリップ率を低下し、低粘度モールドパウダーを用いることによつて、安定して2.0 m/minでの

铸造が可能である。

3) 铸型测温方式による拘束性 $B.O$ の予知は、铸型幅方向での多点测温により可能である。

4) 拘束性 $B.O$ の予知後、铸込速度を減少することによつて $B.O$ を回避する際の最小の減速量を決定するための考え方を示した。これより $B.O$ 予知後の铸造速度に応じて減速量を変える必要のあることが推定された。

文 献

- 1) 糸山誓司, 垣生泰弘, 反町健一, 川原田昭, 矢部 直: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 784
- 2) 水上秀明, 川上公成, 北川 融, 鈴木幹雄, 内田繁孝, 小松喜美: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 1862
- 3) 水上秀昭, 北川 融, 川上公成: 鉄と鋼, **70** (1984), S151
- 4) 大宮 茂, 中戸 参, 垣生泰弘, 江見俊彦, 浜上和久, 馬田 一, 福原 涉: 鉄と鋼, **68** (1982), S926
- 5) 常岡 聡, 須藤有務, 山本利樹, 桐生幸雄, 斉藤昭光: 鉄と鋼, **67** (1981), S155
- 6) 村瀬文夫, 上田徹雄, 大西正之, 大岩美貴, 八百 升, 永井 潤: 鉄と鋼, **67** (1981), S910
- 7) 梨和 甫, 吉田圭治, 友野 宏, 木村 隆, 辻田 進: 鉄と鋼, **66** (1980), S856
- 8) 中重文隆, 松永 滋, 中川卓夫, 上杉考興: 日新製鋼技報 (1985) 53, p. 58
- 9) 椿原 治, 藤本紘一, 松下 昭, 大橋 渡, 庄司武志: 鉄と鋼, **70** (1984), S206
- 10) H. NAKATO, S. OMIYA, Y. HABU, T. EMI, K. HAMAGAMI and T. KOSHIKAWA: J. Metals, **36** (1984), p. 44
- 11) 溶鉄・溶滓の物性値便覧(日本鉄鋼協会編)(1972), p. 36
- 12) 新日本製鉄(株)(私信)1981年3月
- 13) 加藤正彦, 大橋 渡, 松下 昭, 天満雅美, 庄司武志: 鉄と鋼, **71** (1985), S164
- 14) A. TSUNEOKA, W. OHASHI, S. ISHITOBI, T. KATAOKA and M. TENMA: 68th Steelmaking Conference (1985), p. 3