

.....  
**論 文**  
 .....

## 連続鋳造における拘束性ブレイクアウトの 発生機構と予知方法

糸山 誓司\*・垣生 泰弘\*<sup>3</sup>・反町 健一\*<sup>3</sup>  
 川原田 昭\*<sup>3</sup>・矢部 直\*

### Mechanism of Formation and Method of Detection of Breakout Caused by Sticking between Mould and Slab in Continuous Casting of Steel

Seiji ITOYAMA, Yasuhiro HABU, Ken-ichi SORIMACHI,  
 Akira KAWAHARADA, and Sunao YABE

#### Synopsis :

A sticking type breakout in continuous casting which is distinguished from the ordinary one caused by bulging at the thin shell of slab corner, was investigated in regard to the effect of operation factors, mechanism, and method for detection.

The breakout occurred more frequently after changing the plating material of the mould from Cr to Ni. The breakout frequency decreased by using mould powder with lower viscosity. The thickness of the shell remained in mould after breakout was thicker near meniscus than that at the lower position and then increased downwards. A part with very thin or ruptured shell, which was defined as "constricted line", is formed in an inclination of 30° to 45° downwards to horizontal. The breakout occurred at a position where the constricted line crossed the exit line of mould. Ripple marks with narrow pitch formed on the surface of both sides of the constricted line in parallel with the constricted line.

On the basis of the results, a mechanism of this kind of breakout was proposed, that is, the breakout is caused by sticking between mould and slab near meniscus due to lack of mould slag inflow. Two kinds of detection system of the breakout were developed.

## 1. 緒 言

連鋳操業時に発生するトラブルの中で最も大きな損害を被るものの一つに、鋳片のブレイクアウトがある。近年、生産性増大のため鋳造速度がますます高速化されてきており、それに伴いブレイクアウトの発生も漸次増大傾向にあり<sup>1)</sup>、ブレイクアウトが高速鋳造の障害の一つになりつつある。

一般にブレイクアウトは二種類に大別できる。一つは、鋳片コーナーの薄肉部からのブレイクアウト、もう一つは Fig. 1 に外観を示すようなブレイクアウトで、最近では後者が主体になつている。しかし、この種のブレイクアウトに関する報告は、ビレットの無潤滑連続鋳造時の鋳片の固定鋳型への sticking によるブレイクアウトについて論じている J. SAVEGE ら<sup>2)</sup> のものがあるのみ

で、振動鋳型によるパウダーキャストで鋳込んだ連鋳スラブのブレイクアウトの発生機構を論じた報告は見当たらない。

本報告は、この種のブレイクアウト（以降、拘束性ブレイクアウトと呼ぶ）の発生状況、発生原因<sup>3)</sup>について詳細に調査すると共に、それらをもとに、その発生機構を明らかにした<sup>4)</sup>。次いで、拘束性ブレイクアウトの予知・防止技術<sup>5)~7)</sup>を開発した。

## 2. 拘束性ブレイクアウトの発生原因調査

### 2.1 ブレイクアウト発生時の鋳型内残存凝固殻調査

#### 2.1.1 表面状況

ブレイクアウト時鋳型内に残存した凝固殻の表面を硝酸で洗浄後、観察した。その代表的な外観の模式図を Fig. 1 に示す。拘束性ブレイクアウトには、スラグ長辺

昭和 54 年本会講演大会にて発表 昭和 56 年 4 月 9 日受付 (Received Apr. 9, 1981)

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

\*<sup>2</sup> 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories Kawasaki Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 川崎製鉄(株)千葉製鉄所 (Chiba Works, Kawasaki Steel Corp.)

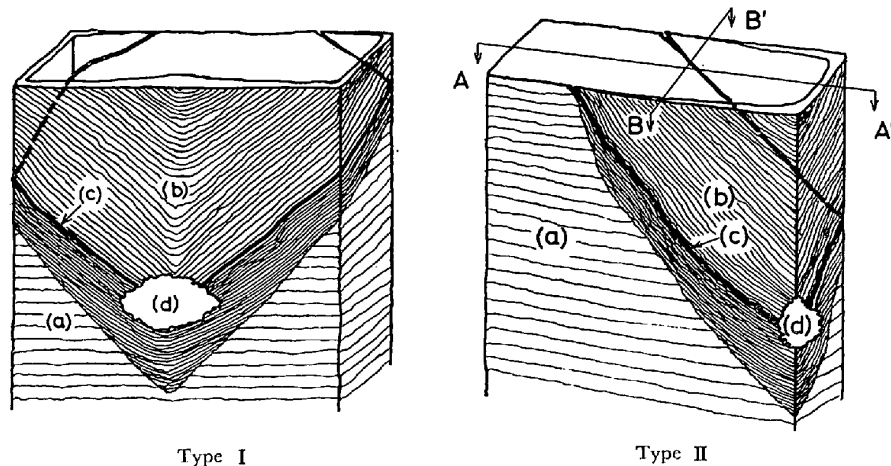


Fig. 1. Appearance of shell remained in mould after breakout.  
 Type I (a) : oscillation marks, (b) : ripple marks, (c) : constricted line of shell, (d) : breakout position  
 Type II



Photo. 1. Appearance of Type-I shell remained in mould after breakout.

のほぼ中央部で発生するもの (タイプ I) とコーナー部で発生するもの (タイプ II) とがある。Photo. 1 及び 2 は、それぞれタイプ I 及びタイプ II に対応する外観である。いずれのタイプにおいても、凝固殻の長辺及び短辺の表面には、水平線に対しほぼ最大剪断応力方向に近い 30~45 度の角度で、シェル厚が極めて薄いかあるいは破断した線 (C) (以降、くびれ線 (constricted line) と呼ぶ) が見られ、このくびれ線は凝固殻の長辺・短辺を取り巻くように連続しているのが特徴である。そし

て、ブレイクアウトはくびれ線と鋳型下端とが交叉した位置 (d) で発生している。(a) の部分には通常のオッシレーションマーク、(b) の部分にはくびれ線 (c) の上下に、くびれ線とほぼ平行にオッシレーションピッチより狭いリップル状のマーク (以降、リップルマークと呼ぶ。Photo. 3) が形成されており、通常のオッシレーションとはまったく異なつた様相を呈している。

Photo. 4 は、同一の凝固殻に見られる、二つの異なつたコーナー形状を示す。通常のオッシレーションマークが見られるコーナー部 A は普通ある程度丸みを持つた形状をしているが、リップルマークの見られるコーナー部 B は、ほぼ直角で鋭い形状を呈している。

#### 2-1-2 シェル厚分布

ブレイクアウト時の鋳型内凝固シェル厚は、Fig. 2 (Fig. 1 のタイプ II の A-A'、B-B' 断面) に示すように、A-A'、B-B' 断面共にリップルマークの部分ではメニスカス近傍が最も厚く、くびれ線に近づくにつれて薄くなり、くびれ線より下方では通常のオッシレーション

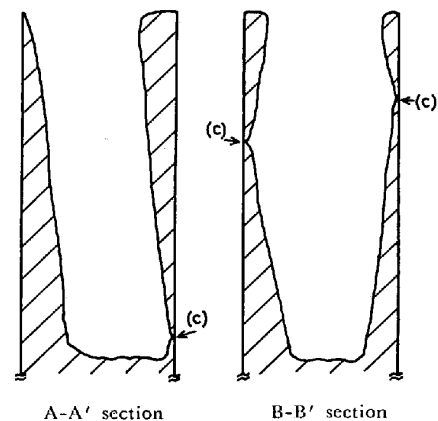


Fig. 2. Shell thickness on A-A' and B-B' sections in Fig. 1.

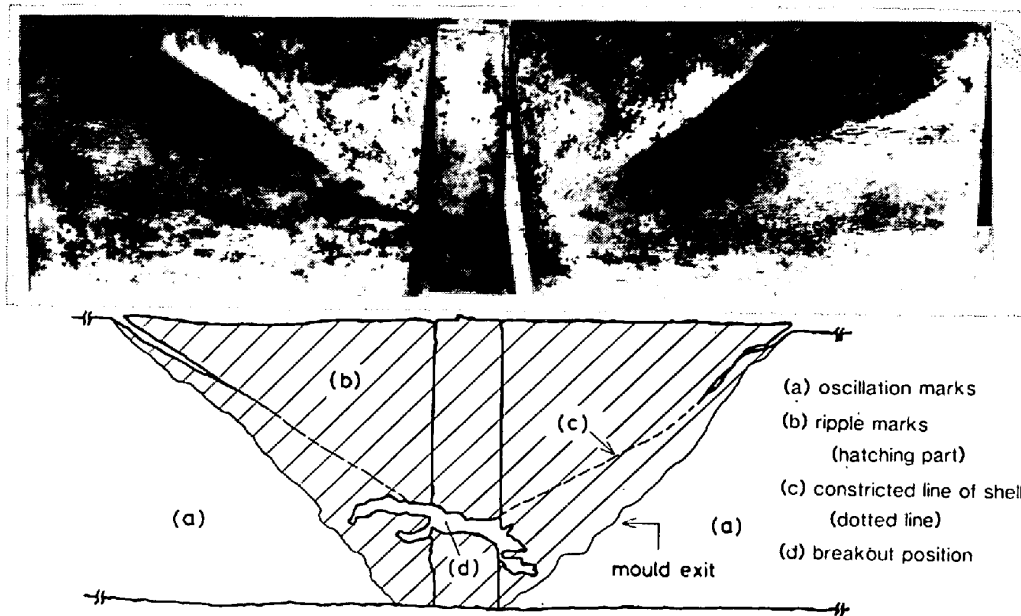


Photo. 2. Developed surface of Type-II shell remained in mould after breakout.

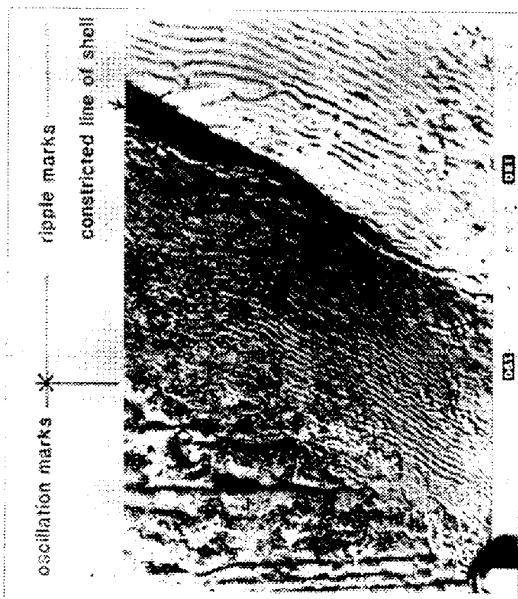


Photo. 3. Ripple marks near the constricted line of shell.

Table 1. Relation between the breakout frequency and chemical composition of steel. (=number of breakout/number of casting×100)

|                    | High carbon steel | Steel contained phosphorus | Plain carbon steel |
|--------------------|-------------------|----------------------------|--------------------|
| Concentration      | C≥0.50%           | P≒0.090%                   | —                  |
| Breakout frequency | 16%               | 14%                        | 0%                 |

マークのある部分と同様に下方に行くにつれて厚くなるという、特異なシェル厚分布をしている。

2.2 拘束性ブレイクアウトと操業条件との関係

2.2.1 鋼種の影響

拘束性ブレイクアウトは、Table 1に示すように特定の鋼種に集中して発生している。これらの鋼種の共通し

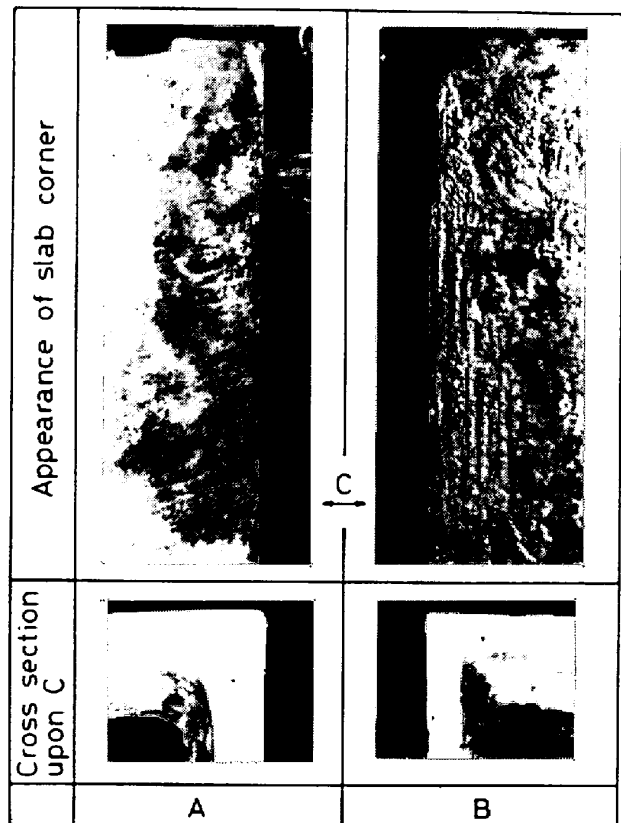


Photo. 4. Appearance of corner of shell remained in mould after breakout.

た特徴は次のとおりである。

- (1) 合金元素を多量含有しており、高温強度が小さい。
- (2) 液相温度が一般鋼に比べ低く、従って casting 温度が低い。このため、モールドパウダーが一般に溶解し

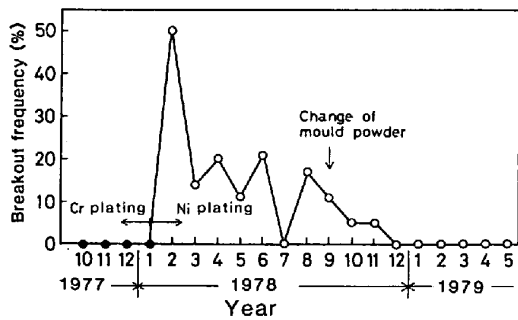


Fig. 3. Transition of breakout frequency in high carbon steel.

Table 2. Influence of mould powder on breakout frequency.

| Mould powder | Viscosity at 1300°C (poise) | High carbon steel | Steel contained phosphorus |
|--------------|-----------------------------|-------------------|----------------------------|
| B            | 3.6                         | —                 | 33%                        |
| D            | 1.6                         | 27%               | 0%                         |
| E            | 1.3                         | 0%                | —                          |

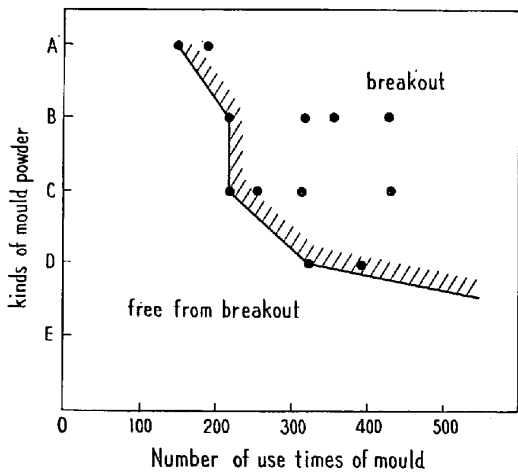
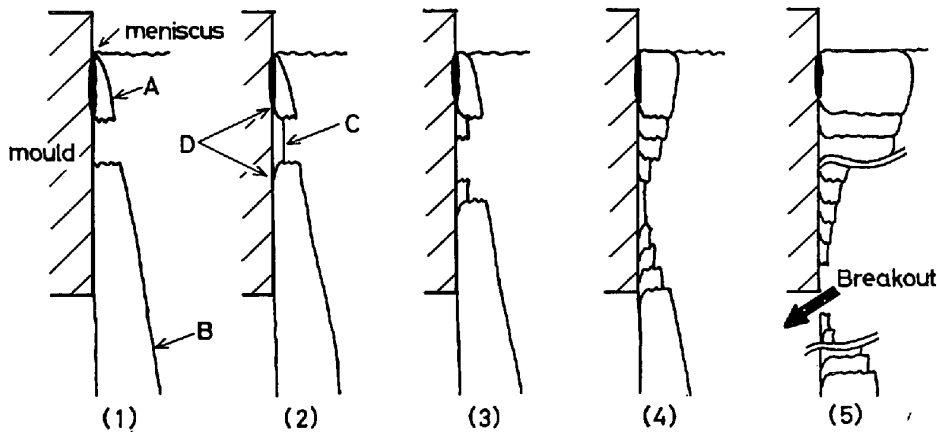


Fig. 4. Relation between the breakout, kind of mould powder, and number of use times of mould.



A : stuck shell, B : withdrawn shell, C : new solidified shell, D : ripple mark

Fig. 5. Process of breakout caused by sticking.

くい。

2.2.2 鋳型内面めつきの影響

Fig. 3 は、高炭素鋼の拘束性ブレイクアウト発生率と鋳型めつきとの関係を示す。Ni めつき鋳型による鋳造時には、Cr めつき鋳型のそれに比較してブレイクアウト発生率が極めて高い。

2.2.3 モールドパウダーの影響

液相温度が低いため鋳造温度が一般鋼に比べ低い高炭素鋼や耐候性鋼などの特殊鋼の鋳造は、モールドパウダーの流入が不十分となりやすく、その結果、ブレイクアウトを誘発させるものと考えられた。Table 2は、モールドパウダーと拘束性ブレイクアウト発生率の関係を示すが、ブレイクアウト発生率は、パウダー銘柄によつて明らかに異なり、低粘性パウダーの使用により減少することがわかる。ただし、同一銘柄のパウダーでも鋳型使用回数の増加に伴つてブレイクアウトが発生しやすい傾向にある (Fig. 4)。これは、鋳型めつき面の肌荒れと関係していると思われ、モールドパウダーの不均一流入や流入不良が起こりやすいためと考えられる。拘束性ブレイクアウトは、0.4 kg/t-steel 以下のパウダー消費量の時、発生することが多い。

2.3 考察

2.3.1 拘束性ブレイクアウトの発生機構の推定

ブレイクアウト時の鋳型内凝固シェルの特異な発達状況および凝固殻の表面状況から、拘束性ブレイクアウトの発生機構を Fig. 5 のように推察した。

(1) まず何らかの原因で、メニスカス近傍の鋳片の一部Aが鋳型に拘束される。この場合、拘束された部分Aと下方に引き抜かれる鋳片Bとの境界でシェルが破断する (ほぼ最大剪断応力方向)。

(2) 次に、破断したシェルの間に溶鋼が流入し、

新しい薄いシェルCを形成する (リップルマークDの形成)。

(3) 新しい薄いシェルCは、鋳型の上昇～鋳片の下降により破断し、再び薄いシェルが形成される。

(4) オッシレーションごとに、(2)、(3)が繰り返され、シェルの破断位置 (Fig. 1-(C) に相当) が漸次下方に移動する (リップルマークの増加と Fig. 1-(b) の部分のようなシェル厚分布の形成)。

(5) シェルの破断位置が下方に移動し、これが鋳型下端に達した時にブレイクアウトとなる。

上記の拘束性ブレイクアウトの発生機構を支持する証拠として、以下の3点をあげることができる。

(1) ブレイクアウト時の鋳型内残存凝固殻コーナー形状

通常鋳込みのスラブコーナー形状は、鋳型内の二次元冷却によりエアギャップを生じ、多少丸味をもっている。しかるに、拘束性ブレイクアウト時の凝固殻の、リップルマークの見られるコーナー形状は、Photo. 4 に

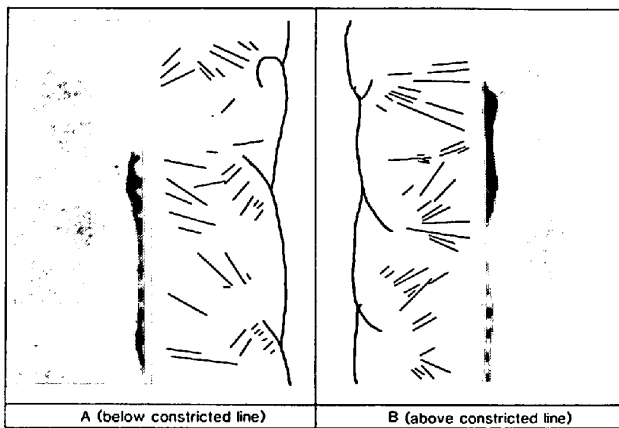


Photo. 5. Longitudinal solidified structure below and above the constricted line of shell.

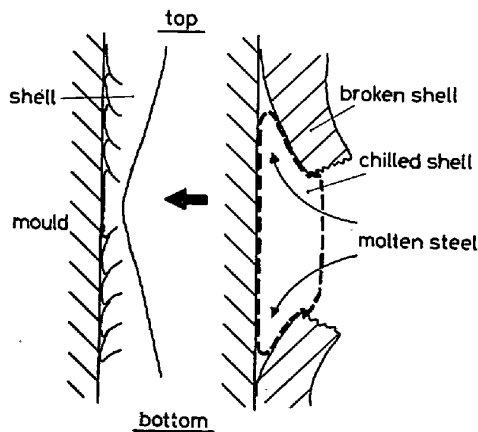


Fig. 6. Formation mechanism of ripple mark on the surface of the shell.

示したように、ほぼ直角となつている。これは、前述のごとくシェルの破断が鋳型内で連続的に発生し、溶鋼が流出して鋳型コーナーのエアギャップ部を埋めたためと考えられる。

(2) リップルマーク部の縦断面凝固組織

凝固殻表面のくびれ線の上、下に観察されるリップルマーク部の縦断面の凝固組織を Photo. 5 に示す。くびれ線の上部Bではメニスカス方向に、下部Aでは引き抜き方向に溶鋼が流出し、凝固した形跡が認められ、この連続したものが凝固殻表面にリップルマークを形成したものと判断される。

これは、Fig. 6 に示すように鋳型の上昇～鋳片の下降によりシェルが破断すると、破断したシェルが内側にたおれこむため、溶鋼は破断部より上ではメニスカス方向に、破断部より下では引き抜き方向に、シェルの間隙から流出し、オッシレーションごとにこれが繰り返されるためと推察される。

(3) ブレイクアウト時のメニスカス部の最大シェル厚

拘束性ブレイクアウトの発生機構によれば、凝固殻表面には1回のオッシレーションごとに1本のリップルマークがくびれ線の上下に形成されることになる。したがって、ブレイクアウトの起こつた部位のくびれ線の上、下に形成されているリップルマーク数 (おのおの  $N_u$ ,  $N_b$ ) から、鋳型内で鋳片の一部が拘束されてからブレイクアウトするまでの時間  $t_{est}$  とその間に成長するメニスカス部のシェル厚  $d_{est}$  を次式で推算できる。

$$t_{est} = N_u \cdot 1/f = N_b \cdot 1/f \dots \dots \dots (1)$$

$$d_{est} = k \cdot \sqrt{t_{est}} \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $f$  はオッシレーションサイクル、 $k$  は凝固速度定数で  $23 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1/2}$  とした。

Table 3 に、このようにして求めた  $d_{est}$  と実測値  $d_{obs}$  を示す。 $d_{est}$  と  $d_{obs}$  はよい一致を示し、これは前述の拘束性ブレイクアウトの発生機構を裏付けるものである。

以上から、鋳型内のメニスカス近傍の鋳片の一部が、何らかの原因で拘束をうけたためブレイクアウトが発生すると考えると、ブレイクアウト時に鋳型内に取り残された凝固殻の表面状況、シェル厚分布および凝固組織等

Table 3. Comparison with shell thickness measured and calculated near meniscus.

| Breakout slab | $N_u$ | $N_b$ | $t_{est}$ (min) | $d_{est}$ (mm) | $d_{obs}$ (mm) |
|---------------|-------|-------|-----------------|----------------|----------------|
| B1            | 107   | 95    | 1.25 (75 s)     | 25.7           | 22.0           |
| B2            | 143   | 136   | 1.35 (81 s)     | 26.7           | 26.7           |

をほぼ矛盾なく説明できる。

2.3.2 鋳型内鋳片の拘束原因

Photo. 6 は、拘束性ブレイクアウトの発生したメニスカス部コーナーの凝固殻表面である。表面には一部金属色で錆のない部分（○印部）が見られ、この部分（A-A'断面）の EPMA による分析結果を Photo. 7 に示すが、純 Ni が凝固殻表面に認められ、かつ Ni はシェル内に拡散していることがわかる。

伝熱計算（Appendix 1 参照）によれば、Fig. 7 に示すように、メニスカス近傍で鋳型と溶鋼が直接接触した場合のめつき表面温度は、Ni めつきの方が Cr めつきよりもかなり高くなる。更に、通常観察されるように Ni めつき面の方が Cr めつき面よりも肌荒れしやすく、従つてモールドパウダーの不均一流入が起きる結果、Ni めつき面への溶鋼の直接接触→溶鋼の凝固→凝固シェル

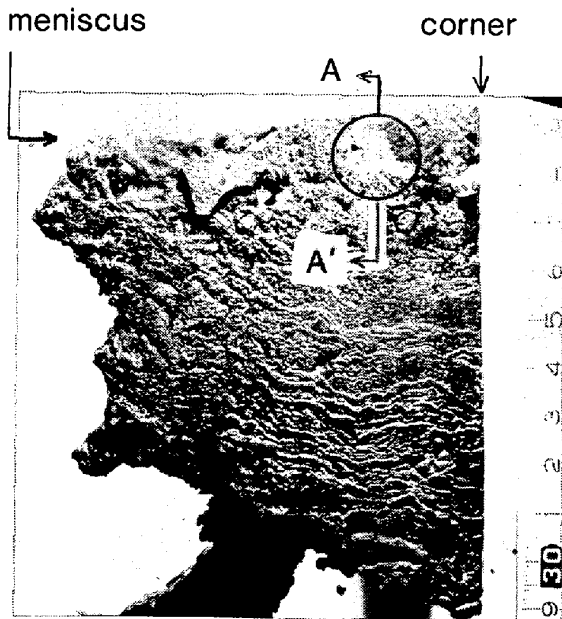


Photo. 6. Appearance of sticking part between slab and Ni plating mould.

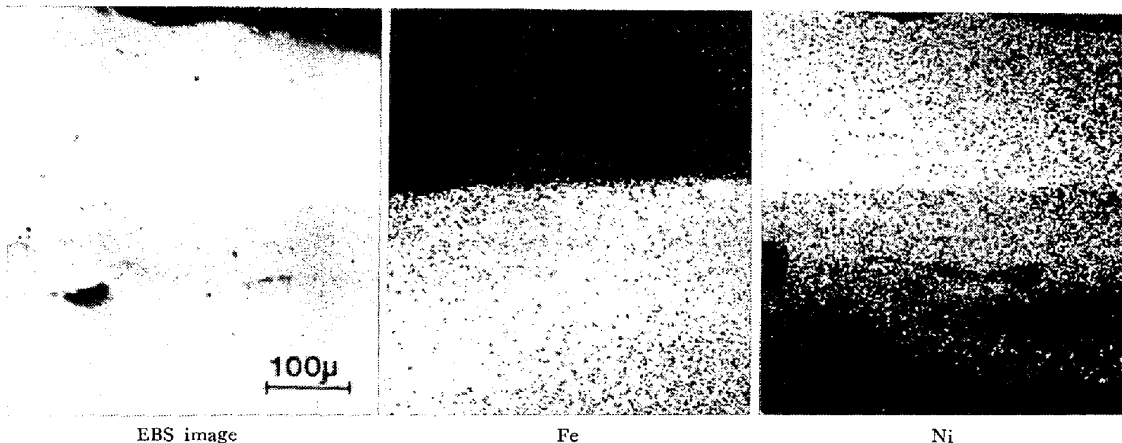


Photo. 7. Ni analyzed by EPMA on A-A' section in Photo. 6.

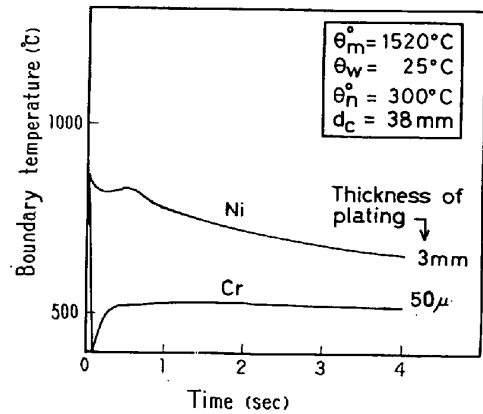


Fig. 7. Temperature at interface between molten steel and mould after direct contact.

の焼付きが発生し、Ni めつき鋳型使用時にブレイクアウトが多発しやすくなるものと考えられる。

以上より、鋳型内鋳片の拘束原因は、メニスカス近傍における鋳型表面への鋳片の焼付きであると考えられる。その他の拘束原因として、鋳型コーナー間隙への溶鋼の差し込み等も考えられるが、今回の拘束性ブレイクアウトの発生状況からは、その可能性はないと判断された。

3. 拘束性ブレイクアウトの予知技術の開発

拘束性ブレイクアウトは、前述の発生機構から、鋳型・鋳片間の摩擦抵抗変化が伴うものと推察されたので、摩擦抵抗変化によつて変化する因子、すなわち

- (1) オッシレーション波形の乱れ
- (2) オッシレーションシャフトの歪み

の測定を行い、拘束性ブレイクアウトとの関係を調査した。

3.1 オッシレーション波形の乱れ測定

3.1.1 装置の構成

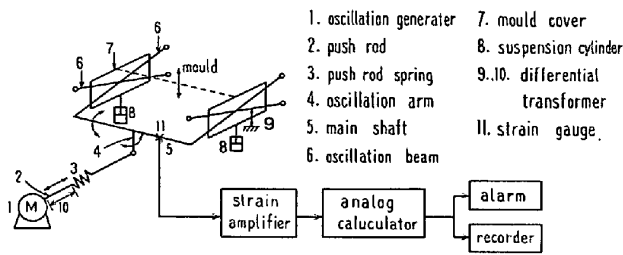


Fig. 8. Detection system of the breakout by monitoring strain of oscillation mechanism.

オシレーション波形乱れ測定装置の構成を Fig. 8 に示す。作動トランスをモールド受カバー (図中 7) とオシレーション発生装置 (図中 1) に取り付け、実際のオシレーション波形  $\chi(t)$  (モールド受カバー側の作動トランス, 図中 9) と基準波形  $\varphi(t)$  (オシレーション発生装置側の作動トランス, 図中 10) を検出し、(3)式<sup>8)</sup>で定義されるオシレーション波形乱れ率  $\eta$  を求めた。

$$\eta = \int_0^{2\pi} |\chi(t) - \varphi(t)| dt / \int_0^{2\pi} |\varphi(t)| dt \dots \dots (3)$$

3.1.2 オシレーション波形乱れと拘束性ブレイクアウトとの関係

定常 鋳込み時のオシレーション波形の測定例を Fig. 9 に示す。(a)は拘束性ブレイクアウト発生チャージの波形であり、正常な鋳込み時の波形(b)に比べ、基準波形とのズレが大きい。

オシレーション波形の乱れ率  $\eta$  と拘束性ブレイクアウト発生率との関係は、Table 4 に示すように  $\eta$  が大き

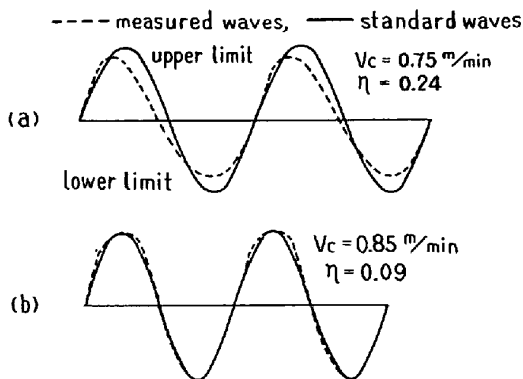


Fig. 9. Comparison with oscillation waves 5 minutes before breakout (a) and on normal casting (b).

Table 4. Relation between breakout frequency and  $\eta$ : degree of disorder of oscillation waves.

| $\eta$             | < 0.24    | ≥ 0.24     |
|--------------------|-----------|------------|
| Breakout frequency | 0% (n=81) | 100% (n=3) |

n: number of casting

いほどブレイクアウト発生率が高いということがいえる。

3.2 オシレーションシャフトの歪み測定

3.2.1 装置の構成

オシレーション歪みの測定装置の構成を Fig. 8 に示す。オシレーションシステムを構成する部材の材料力学的計算によれば、最も強度が弱く歪み測定に適した位置は、メインシャフトである。そこでメインシャフトに歪みゲージを張り付けて歪み測定を行った。

3.2.2 オシレーション歪みと拘束性ブレイクアウトとの関係

拘束性ブレイクアウト発生チャージの歪み変化は、Fig. 10 にその一例を示すように、ブレイクアウト発生約 1 min 前から、歪みの上限の値がしだいに減少しはじめ、ブレイクアウトの約 30 s 前から歪み量が急減

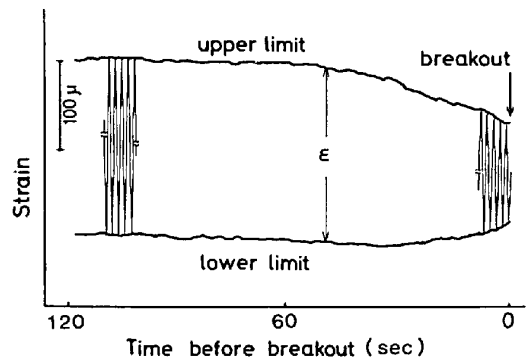


Fig. 10. Typical change of strain measured at mould oscillation system just before breakout.

Table 5. Observed values of true strain of oscillation system.

| Grade              | Mould powder | Number of use times of mould | True strain ( $\mu$ ) $(\epsilon_0 - \epsilon_B)/2$ | Note              |
|--------------------|--------------|------------------------------|---|-------------------|
| High carbon steel  | D            | 389                          | 48  | Breakout occurred |
| "                  | E            | 455                          | 14  |                   |
| Plain carbon steel | B            | 460                          | 11  |                   |

$\epsilon_0$ : Amplitude of strain during casting.

$\epsilon_B$ : Amplitude of strain before casting under the mould oscillation condition as same as during casting.

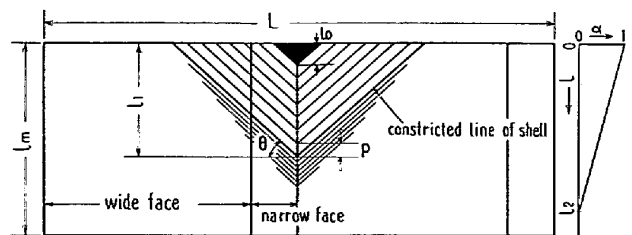


Fig. 11. Representation of shell surface in mould before breakout.

するのが特徴である。また Table 5 に真歪み  $[\epsilon = (\text{振幅}(\epsilon_0) - \text{空運転時歪み振幅}(\epsilon_B))/2]$  の測定結果を示すように、ブレイクアウト発生前(発生 2min 以前の定常時)のチャージの真歪みは、正常な鋳込みを行つた場合よりも著しく大きい。測定した値から鋳型・鋳片間の摩擦力を求める(計算方法は Appendix 2 参照)と、正常な鋳込みの場合で 0.8t 程度、ブレイクアウト発生前で 3.5t 程度となり、ブレイクアウト前には鋳型・鋳片間の摩擦力が著しく大きいことがわかる。

Fig. 10 に示すような拘束性ブレイクアウト発生直前(発生 1min 以内)の歪みの減少とブレイクアウトとの関係は、以下のように説明することができよう。

鋳型内鋳片のうち、鋳型により拘束を受けた部分はオシレーションごとに成長するので、下方に引き抜かれる鋳片と鋳型間の正常に摩擦が行われる部分の面積は減少する。すなわち、鋳型・鋳片間の摩擦抵抗は小さくなる。一方、拘束された鋳片の成長により、くびれ線が長くなり、引き抜き抵抗が増すと考えられる。Fig. 11 に、この時の状況を示す。

上記の現象を考慮して、ブレイクアウト直前の鋳型・鋳片間の摩擦抵抗と歪みは、次式で関係づけられる。

$$K \cdot (\epsilon - \epsilon_B) = \mu \rho g \left[ \int_0^{l_2} \alpha l L dl - 2 \int \alpha l \frac{l_1 - l}{\tan \theta} dl \right] + \sigma_s \cdot \frac{d_s}{\cos \theta} \cdot \frac{2l_1}{\sin \theta} \dots\dots\dots (4)$$

また、正常な鋳込みの場合は

$$K \cdot (\epsilon_0 - \epsilon_B) = \mu \rho g \int_0^{l_2} \alpha l L dl \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 $\alpha$  : 鋳片と鋳型の接触面積率 ( $=1-l/l_2$  と仮定した)、 $l_1$  : メニスカスから V字型くびれ線先端までの距離 ( $=l_0 + nP$ )、 $l$  : メニスカスからの距離、 $l_2$  : 鋳片と鋳型の完全分離するメニスカスからの距離、 $\mu$  : 鋳型・鋳片間の摩擦係数、 $\rho$  : 溶鋼密度、 $g$  : 重力加速度、 $L$  : 鋳片の周長、 $\theta$  : くびれ線の水平線となす角度、 $l_0$  : 最初拘束を受け、破断した鋳片の長さ、 $n$  : 任意の時刻までに形成されたリップルマーク数、 $P$  : リップルマークピッチ、 $\sigma_s$  : 破断シエルの引張応力、 $d_s$  : 破断部シエル厚、 $\epsilon$  : 歪み振幅、 $\epsilon_0$  : 正常鋳込み時の平均歪み振幅、 $\epsilon_B$  : 空運転時の平均歪み振幅、 $K$  : 比例定数、である。

(4)式の右辺第二項は、第一項に比べ十分小さいと思われるので無視し、(4)、(5)式から  $\epsilon - \epsilon_B / \epsilon_0 - \epsilon_B$  を計算し、Fig. 12 に示した。式中の  $l_0$ 、 $l_m$ 、 $L$ 、 $\theta$ 、 $P$ 、 $n$ 、 $\epsilon_0$  および  $\epsilon_B$  は、実測値としてそれぞれ 5 cm、65 cm、244 cm、33°、8.3 mm (平均)、72 (最大)、193  $\mu$  およ

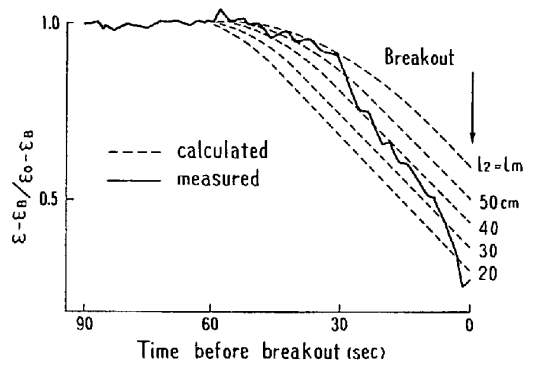


Fig. 12. Comparison with  $\epsilon - \epsilon_B / \epsilon_0 - \epsilon_B$  measured and calculated.

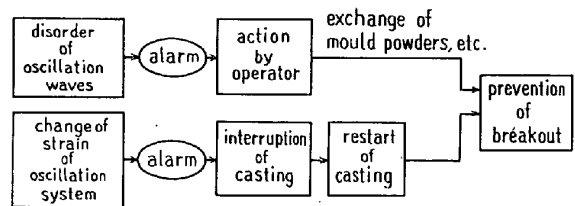


Fig. 13. Detection system of breakout caused by sticking on No. 1 continuous casting machine at Chiba Works.

び 78  $\mu$  を与えた。 $\epsilon - \epsilon_B / \epsilon_0 - \epsilon_B$  の計算値と Fig. 10 から求めた実測値は、 $l_2$  を変化させても完全には一致しないが傾向としては一致しており、これより、拘束性ブレイクアウト前の歪みの減少の一因は、鋳型・鋳片間の摩擦面積の減少によるものと推察される。 $\epsilon - \epsilon_B / \epsilon_0 - \epsilon_B$  の実測値と計算値とのズレの理由としては、 $\mu$ あるいは $\alpha$ が計算仮定で示したような単純な変化をせず、複雑でかつ鋳込み方向のみならず幅方向の位置によつても異なるためと考えられる。

### 3.3 拘束性ブレイクアウトの予知システム

拘束性ブレイクアウトの予知システムは、Fig. 13 に示すような構成であり、オシレーション波形の乱れ測定とオシレーション歪み測定の 2 段階で構成されている。

ブレイクアウト予知システムの基本的な考え方は、以下のとおりである。

(1) 第一段階の予知手段は、定常鋳込み時のオシレーション波形の乱れ測定法である。オシレーション波形乱れ率  $n$  がある値以上になつた時に警報が発せられるようになっており、警報が鳴つた時点で、減速鋳造、モールドパウダーの投入方法の改善ないし交換等につとめる。

(2) 第 2 段階の予知手段は、オシレーション歪み測定法である。オシレーション歪みの変化量がある値



以上で警報が発せられ、警報が鳴つた時点で、ただちに鑄込みを中断し、鑄型内シェル破断部が鑄型・鑄片間の焼付きによる拘束力に打ち勝つだけのシェル厚になつた段階で鑄込みを再開し、ブレイクアウトの発生を未然に防止しようとするものである。

上記方法による拘束性ブレイクアウト予知システムを、千葉第1連鑄機に設置し、生産工程技術として活用している。

#### 4. 結 言

連続鑄造時に発生する拘束性ブレイクアウトの発生原因、発生機構及びその予知防止技術について検討した。

得られた結果は、以下のように要約される。

1) 拘束性ブレイクアウトは、Niめつき鑄型の採用により多発し、鋼種別に見ると合金元素が多く、高温強度の弱い鋼種に集中して発生する。しかし、モールドフラックスの低粘性化を図り、その消費量を確保することにより、その発生頻度を減少することができる。

2) 拘束性ブレイクアウト時の鑄型内残存凝固殻表面には、水平線に対しほぼ最大剪断応力方向に近い角度で、シェル厚が極めて薄いかあるいは破断した線（くびれ線と呼ぶ）が、スラブを取り巻くように連続しており、このくびれ線と鑄型下端とが交叉した位置でブレイクアウトは発生している。シェル厚は、くびれ線より上方ではメニスカスに近づくにつれて厚くなり、くびれ線より下方では引き抜き方向に厚くなっている。また凝固殻表面には、Photo. 3 に示すように、くびれ線の上方、下方に、これとほぼ平行にオッシレーションピッチより狭いピッチで形成されたリップル状マークが観察される。

3) 拘束性ブレイクアウトは、メニスカス近傍の鑄型表面に鑄片が焼付き、この部分が鑄型に拘束される結果、下方に引き抜かれている鑄片と拘束された鑄片との間でシェルが破断し、この破断位置が鑄片の引き抜きによつて下降し鑄型下端を出た時、発生するという発生機構によつてブレイクアウト時の鑄型内残存凝固殻の表面状況、シェル厚分布、凝固組織等を矛盾なく説明できる。

4) 拘束性ブレイクアウトの予知・防止の可能なことが、その発生機構から明らかになり、鑄型オッシレーション波形乱れ及び鑄型オッシレーション機構のメインシャフトの歪み変化を利用した拘束性ブレイクアウトの予知・防止技術を、千葉第1連鑄機に採用、システム化し、生産工程技術として活用している。

#### Appendix 1 鑄型・鑄片境界の温度計算

鑄型と溶鋼が直接接触した場合の伝熱計算の基礎式は次式で与えられる。

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\lambda_d}{\rho_m} \cdot \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \cdot (d_c + d_n \leq x \leq d_c + d_n + d_m) \quad \dots\dots\dots (6)$$

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \frac{\lambda_c}{C_c \rho_c} \cdot \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \quad (0 \leq x \leq d_c) \quad \dots\dots\dots (7)$$

$$t=0, 0 \leq x < d_c + d_n \text{ で } \theta = (\theta_{c/n}^{\circ} - \theta_w) \cdot x/d_c + \theta_w \quad \dots\dots\dots (8)$$

$$t=0, x = d_c + d_n \text{ で } \theta = (S_m \cdot \theta_m^{\circ} + S_n \cdot \theta_n^{\circ}) / (S_m + S_n) \quad \dots\dots\dots (9)$$

ここで、 $S_m = \sqrt{C_m \cdot \rho_m \cdot \lambda_m}$ ,  $S_n = \sqrt{C_n \cdot \rho_n \cdot \lambda_n}$

$$t=0, d_c + d_n < x \leq d_c + d_n + d_m \text{ で } \theta = \theta_m^{\circ} \quad \dots\dots (10)$$

$$t > 0, x=0 \text{ で } \lambda_c (\partial \theta / \partial x) = h_w \cdot (\theta - \theta_w) \quad \dots\dots (11)$$

$$t > 0, x = d_c \text{ で } \lambda_c (\partial \theta / \partial x) = \lambda_n / d_n \cdot (\theta_{n/m} - \theta_{c/n}) \quad \dots\dots\dots (12)$$

$$t > 0, x = d_c + d_n \text{ で } \lambda_d (\partial \phi / \partial x) = \lambda_n / d_n \cdot (\theta_{n/m} - \theta_{c/n}) \quad \dots\dots\dots (13)$$

$$t \geq 0, x = d_c + d_n + d_m \text{ で } \lambda_d (\partial \phi / \partial x) = 0 \quad \dots\dots (14)$$

ここで、 $H$  : 鋼の含熱量,  $\phi$  : 換算温度,  $t$  : 時間,  $x$  : 距離,  $\lambda, \rho, c$  : 熱伝導率, 密度, 比熱,  $\theta$  : 温度,  $d$  : 厚み,  $h_w$  : 鑄型と冷却水間の伝熱係数。

(添字)  $m$  : 溶鋼,  $c$  : 銅,  $n$  : めつき,  $d$  基準温度における鋼,  $^{\circ}$  : 初期,  $w$  : 水,  $c/n$  : 銅板とめつきの境界,  $n/m$  : めつきと溶鋼の境界。

(6), (7)式を, (8)~(14)式のもとで差分近似し、陽解法により逐次計算することにより、鑄型と溶鋼が直接接触した場合の境界温度が計算できる。

#### Appendix 2 鑄型・鑄片間の摩擦力の計算

オッシレーション機構のメインシャフトの振り角度  $\theta$  は(15)式で示される。

$$\theta = \frac{32 \cdot W \cdot l_1 \cdot l_2}{2\pi \cdot D^4 \cdot G} \quad \dots\dots\dots (15)$$

一方、平面歪みの測定から導かれる振り角度  $\theta$  は(16)式で示される。

$$\theta = \frac{l_2 \cdot E \cdot \epsilon_r}{\sqrt{2} \cdot G \cdot D} \quad \dots\dots\dots (16)$$

ここで、 $l_1$  : メインシャフトからビームまでの長さ (1 230 mm),  $l_2$  : メインシャフトの長さ (2 100 mm),  $D$  : メインシャフトの直径 (310 mm),  $E$  : ヤング率 (21 000 kg/mm<sup>2</sup>),  $G$  : 剪断弾性係数 (8 500 kg/mm<sup>2</sup>),  $\epsilon_r$  : メインシャフトの真の歪み,  $W$  : 鑄型・鑄片間の摩擦力 (kg) である。

(15)式と(16)式から

$$W = 7.06 \times 10^7 \cdot \varepsilon_r \dots\dots\dots (17)$$

今回の測定では 2 プリッジ法を採用しているので、

$$\varepsilon_r = (\varepsilon_0 - \varepsilon_B) / 2 \dots\dots\dots (18)$$

ここで、 $\varepsilon_0$ 、 $\varepsilon_B$ ：おのおの、鋳込み中および空運転中にチャートに記録される歪み振幅である。

(17)式と(18)式から、摩擦力 $W$ は次式で与えられる。

$$W = 3.53 \times 10^7 \cdot (\varepsilon_0 - \varepsilon_B)$$

#### 文 献

- 1) 井上俊朗, 田中英記: 製鉄研究, (1978) 294, p.1
- 2) J. SAVAGE, W. H. PRITCHARD: JISI (1954) 11,

p. 269

- 3) 反町健一, 加藤雅典, 小助川卓, 久保田和雄, 垣生泰弘, 丸山英雄: 鉄と鋼, 65 (1979) 4, S 166
- 4) 糸山哲司, 垣生泰弘, 反町健一, 越川隆雄: 鉄と鋼, 65 (1979) 4, S 167
- 5) 糸山哲司, 垣生泰弘, 丸山英雄, 矢部直, 反町健一, 小助川卓: 鉄と鋼, 65 (1979) 11, S 749
- 6) 川原田昭, 反町健一, 小助川卓, 高橋 暁, 糸山哲司, 丸山英雄, 垣生泰弘, 矢部直: 鉄と鋼, 65 (1979) 11, S 750
- 7) 日本鉄鋼協会共同研究会: 第 73 回製鋼部会 (1979.7) 川崎製鉄(株) (私信)
- 8) 日本鉄鋼協会共同研究会: 第 62 回製鋼部会 (1975.11) 川崎製鉄(株) (私信)