

## スラブ連鑄の高速高能率鑄造技術

前田瑞夫\*・中井一吉\*・大森 尚\*・小島信司\*  
越川隆雄\*<sup>2</sup>・垣生泰弘\*<sup>3</sup>・江本寛治\*・飯田義治\*<sup>4</sup>

The Technique for High Speed Casting with High Availability  
in Slab Caster

Mizuo MAEDA, Kazuyoshi NAKAI, Hisashi OMORI, Shinji KOJIMA,  
Takao KOSHIKAWA, Yasuhiro HABU, Kanji EMOTO, and Yoshiharu IIDA

## Synopsis :

A new equipment has been developed for wide range slab width changing during casting with considerably high moving speed of narrow face by utilizing suitable taper setting of narrow faces in mold. Combination of this technique and sequence casting of different chemical compositions has realized high availability of up to 85% constantly.

On the other hand, the improvement of some equipments and establishment of suitable casting condition have assured satisfactory surface and internal qualities of slab in high casting speed with superior machine characteristics such as multi bending and/or unbending and divided rolls of small diameter. Thus, almost all the casts are directly charged into reheating furnace without any conditioning for the purpose of saving fuel consumption in rolling mill shop. Additionally, typical operational accidents such as break out and nozzle-clogging have been overcome by the improvement of casting technique.

Therefore, Kawasaki Steel Corp. has succeeded in increasing productivity of slab caster remarkably at Mizushima and Chiba Works.

## 1. 結 言

鋼の連続鑄造は、大幅なコストダウン、省エネルギーをもたらす製造プロセスであり、連鑄鋼比率の向上は各製鉄所の主要課題の一つとなつている。連鑄鋼比率の向上は連鑄機の導入あるいは既存連鑄機の生産性向上によつて達成され、前者の場合にもその単体鑄造能力の大きさが注目される。

さて、連鑄機の鑄造能力の向上には、単位時間あたりの生産性を向上させる高速鑄造技術の確立、および稼働率の向上が肝要であり、これら技術の相乗効果として最高の生産性を達成することが可能となる。これらの、いわゆる高速高能率連鑄操業の実現に際しては幾多の問題が発生するが、これらの問題点やその対策に関して総合的にまとめた報告は見あたらない。

今回、当社水島製鉄所第5連鑄機（以下水島5号機）

および千葉製鉄所第2連鑄機（以下千葉2号機）を中心に高速高能率鑄造を可能ならしめる種々の技術および設備改善を実施した。一つは、鑄片の内部および表面性状の健全性を維持しつつ鑄造速度の増大を図るための操業および設備改善であり、他は鑄片幅変更技術、異鋼種連々鑄技術などの稼働率向上対策の確立である。

本論文は、スラブ連鑄機における高速高能率操業を確立するに至つた技術開発のいくつかについて、その経緯と現状を紹介するとともに、これらの過程で得られた知見を報告するものである。

## 2. スラブ連鑄における高速鑄造

鑄造速度を大きくした場合、鑄片の品質上問題となりやすいのは内部割れ、大型非金属介在物（以下大型介在物）および表面割れである。これらの欠陥のうち、内部割れについては鑄造速度の影響が大きく、内部割れの

昭和 55 年 10 月 27 日受付 (Received Oct. 27, 1980)

\* 川崎製鉄(株)水島製鉄所 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp., 1 Mizushimakawasakidori Kurashiki 712)

\*<sup>2</sup> 川崎製鉄(株)千葉製鉄所 (Chiba Works, Kawasaki Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

\*<sup>4</sup> 川崎製鉄(株)水島製鉄所 工博 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of cast steels and casting conditions in this experiment.

| Continuous casting machine | Chemical composition (%) |      |      |       |       |       | Cross section of slab (mm × mm) | Casting speed (m/min) | Amount of secondary cooling water (l/kg-steel) |
|----------------------------|--------------------------|------|------|-------|-------|-------|---------------------------------|-----------------------|--|
|                            | C                        | Si   | Mn   | P     | S     | Al    |                                 |                       |  |
| No. 5 in Mizushima         | 0.12                     | 0.15 | 0.60 | <0.03 | <0.02 | 0.005 | 220 × 1 215                     | 0.9 ~ 1.8             | 1.5 ~ 2.8                                      |
| No. 2 in Chiba             | 0.19                     | 0.25 | 1.20 | <0.03 | <0.02 | 0.030 |                                 |                       |  |

発生したスラブからは健全な製品が得られないので特に重要視される。従来 1.0 m/min までの casting 速度での内部割れに関する報告は多いが<sup>2)</sup>、1.0 m/min を超える場合の報告は少ない<sup>3)4)</sup>。ここでは、C 含有量が多く割れ感受性の高い厚板用鋼を対象にして 1.8 m/min までの casting 実験を実施して得られた内部割れ、大型介在物および表面割れに関する知見をまとめる。

## 2.1 実験方法

40~50 kg/mm<sup>2</sup> 級厚板用鋼を対象として二点矯正式湾曲型水島 5 号機および垂直逐次曲げ矯正式千葉 2 号機で実験を行った。主な casting 条件を Table 1 に示す。内部割れに関しては、スラブ縦および横断面のサルファープリント (以下 S プリント) で判定した。また、内部割れの発生伝播状況を明確にするため、メニスカス下 16.4 m 位置でロールピッチが 437.5 mm と特に大きい (この位置以外でのロールピッチは 220 mm) 千葉 2 号機において 1.2 m/min の casting 速度で casting し、上記位置で故意に内部割れを発生させつつ、内部が融点 1450°C の純 Ni 線、外側が液相線温度約 1505°C の SCM 4 から成る複合ピンをスラブに打ち込んだ。この位置以降では二次冷却水を増量したり、ロールパスラインの調整に努め、発生した内部割れの伝播を防止すべく配慮した。凝固後、スラブ縦断面における内部割れ発生状況とピンの溶解状況を併せ調査した。

大型介在物については、スラブから 5~10 mm 厚の薄片サンプルを切り出し、X線透過法で直径 250 μ 以上のものを測定した。スラブ表面割れは casting 後目視観察した。

## 2.2 実験結果および考察

### 2.2.1 スラブ内部割れ

#### (1) 操業要因の影響

水島 5 号機において、内部割れにおよぼす casting 速度、二次冷却水比および鋼中 S 量の影響を調査した結果を Fig. 1 に示す。内部割れは casting 速度の増大にともない発生しやすくなるが、二次冷却水比の影響を強く受け、casting 速度 ( $v_c$  m/min) に応じて二次冷却水比 ( $W$  l/kg-steel) を、(1) 式を満足するように増量することにより内部割れ発生を防止し得るとの結果を得た。

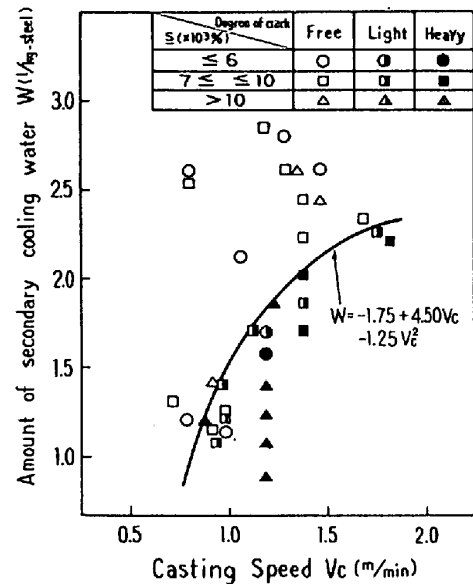


Fig. 1. Effect of secondary cooling water, casting speed and sulfur content in steel on the internal crack of slabs.

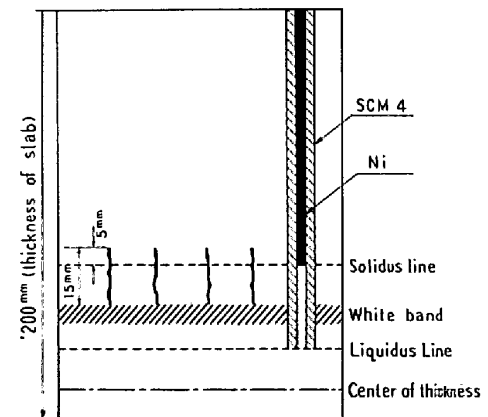


Fig. 2. Schematic representation of the internal cracks in slabs.

$$W \geq -1.75 + 4.50 v_c - 1.25 v_c^2 \quad \dots \dots \dots (1)$$

なお、鋼中 S 量の内部割れにおよぼす影響は明らかでない。

#### (2) 内部割れ発生機構

複合ピンを打ち込んだスラブ縦断面内の内部割れ発生状況およびピンの溶解状況を Fig. 2 に模式的に示す。

ピン外側の SCM, 内側の Ni 線が溶解した先端が, それぞれピン打ち込み時の鑄片内の液相線および固相線温度相当点と推測される<sup>9)</sup>. 一方, 内部割れはロールピッチの特に大きい位置相当の固液共存層 (複合ピンの溶解状況から約 20 mm と推定される) 内の淡いホワイトバンド付近から固相線相当位置を突き抜け, 固相域相当部へ約 5 mm 進んでいる. このホワイトバンドは前述のロールピッチの大きい部位において, パルジングが大きいために生じた溶鋼流動に起因するものであり, かつ, この位置で発生した内部割れはそれ以降においてスラブの中心方向へ伝播しないように配慮された実験条件であったことを考慮すると, 内部割れの起点は固液共存層内の溶鋼流動が可能な最大固相率相当位置と判断される.

以上の事実から, 内部割れは固液共存層内の溶鋼流動が可能な最大固相率相当位置の, おそらく最も弱いデンドライト樹間において発生し, これが固相側に進展して固相域内部にまで伝播する機構により形成されると考えられる. 従来, 内部割れの発生成長機構についてはかなり詳細に調査されて<sup>6)</sup> はいるものの, 割れの起点が凝固界面のどの位置であるかは明らかでなかつたが, 本実験により, この点はかなり明確になつたといえよう.

(3) 内部割れ発生限界歪み

内部割れがどの程度の凝固界面歪みで発生するかを把握しておくことは, 連鑄機のロールピッチをはじめとする設計基準, ロール配列などの整備基準, さらに鑄造速度に応じた二次冷却条件などを決定するために不可欠であるが, この値に関する報告のうちモデル実験で求めたものは多い<sup>6)-9)</sup> もの, 実機で求められたものは少ない<sup>10)</sup>.

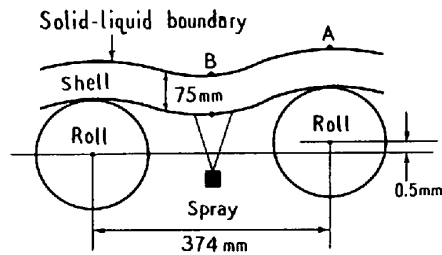
連続鑄造時に凝固界面に歪みを発生させる応力源としては, 主として以下の要因によるものが考えられる.

- 1) 溶鋼静圧によるロール間における凝固殻のパルジング
- 2) ロール配列不整 (ミスアライメント) に起因する凝固殻の曲げ変形
- 3) 凝固殻内の温度不均一による熱変形
- 4) 湾曲矯正点における矯正変形

これら 4 種の凝固界面における歪みをそれぞれ以下のように計算した. すなわち, 1), 2) のパルジング歪みおよびミスアライメント歪みは曲げモーメントの釣合いによる弾塑性梁法<sup>11)</sup>, 3) の熱歪みは熱弾性プログラムを用い, 塑性域要素に対しては弾性定数を便宜上修正する近似熱弾塑性法<sup>11)</sup>, 4) の矯正歪みは下記の一般式によりそれぞれ算出した.

Table 2. Internal strain at solid-liquid boundary of casting slab at 12m from meniscus.

| Strain due to              | Position A | Position B |
|----------------------------|------------|------------|
| Bulging                    | 0.11%      | -0.028%    |
| Roll-misalignment (0.5 mm) | 0.25%      | 0          |
| Thermal stress             | -0.003%    | 0.008%     |
| Total                      | 0.36%      | -0.02%     |



$$\epsilon = \frac{D-2S}{2} \left( \frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_2} \right) \dots\dots\dots (2)$$

ここに,  $\epsilon$  は矯正歪み,  $D$  は鑄片厚,  $S$  は凝固殻厚,  $R_1, R_2$  は矯正点前後の湾曲半径を示す.

計算結果の一例として, 水島 5 号機のメニスカス下 12m の位置における, スラブ寸法 220 × 1215 mm, 鑄造速度 1.4 m/min, 二次冷却水比 2.2 l/kg·steel, ロールミスアライメント (ロールが所定のパスラインより平行にずれた距離) 0.5 mm の条件下でのロール間における各種の歪みを Table 2 に示す. パルジング歪みおよびミスアライメント歪みはロールとの接点 A で最大値を示し, その値はそれぞれ 0.11%, 0.25% である. 熱歪みはスプレイ冷却により温度の急変するロール間中央点 B で最大となるが, その値は 0.008% とパルジングやミスアライメントに起因する歪みに比較すると無視できるほど小さい. 次に, メニスカスからの距離をパラメータとした各種歪みの推移を, スラブサイズ 200 × 1570 mm, 二次冷却水比 1.6 l/kg·steel, ミスアライメント 0.5 mm とした千葉 2 号機と, 前述の条件における水島 5 号機とを対比して Fig. 3 に示す. なお, 千葉 2 号機についてはピンチロール部のロールピッチを 437.5 mm から 333.5 mm と改造したあとのものである. パルジング歪みは, 水島 5 号機の場合, メニスカス下約 9m で極大値約 0.2% を示すのに対し, 千葉 2 号機では下方ほど小さく, その絶対値も水島 5 号機の 0.06~0.2% に比較すると 0.05% 以下であり, 小ロールピッチ採用の効果が顕著である. 一方, ミスアライメントによる歪みはいずれの連鑄機においてもクレーター先端に近づくにつれて大

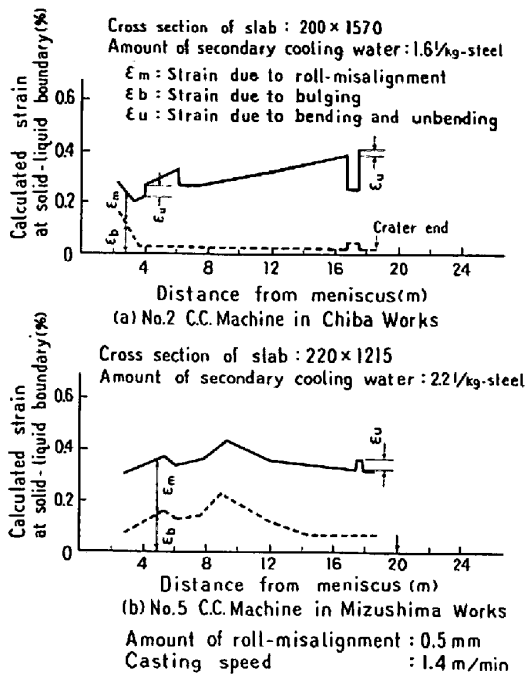


Fig. 3. Internal strain of casting slab in solidification process at different machines.

きくなり、この部位での精度の高いロールアライメント管理が必要なることを示唆している。矯正歪みについては、二点矯正の水島5号機で0.056%、逐次矯正の千葉2号機で0.018%と、通常の一点矯正時のそれに比較して相当小さく、多点曲げ矯正の優位性は明らかである。

さて、鑄造時の内部割れ発生限界歪みは以下のようにして求めた。多くの鑄造スラブについて、その鑄造条件におけるバルジング歪み、ミスアライメント歪みおよび矯正歪みを前述の手法によりそれぞれ計算し、これらの単純加算値を全内部歪みとして算出する一方、鑄片Sプリントの観察により内部割れの有無を判定するとともに、内部割れが発生している場合には、個々の割れ中央点における凝固時間の平方根( $\sqrt{t}$ )を求め、両者の関係を調査した。Fig. 4は、このようにして調査した結果を示したものであるが、内部割れ発生限界歪みは $\sqrt{t}$ が2(凝固殻厚約52mm)で0.7~0.8%、 $\sqrt{t}$ が3.5

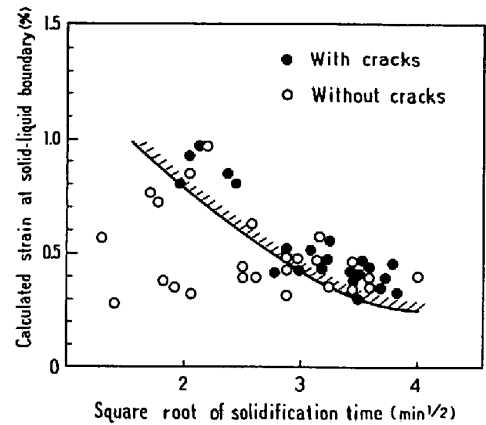


Fig. 4. Relation between calculated internal strain and occurrence of internal cracks.

(同約92mm)で約0.3%と、 $\sqrt{t}$ が大きくなるとともに、限界歪みは小さくなる。これは、Table 3にまとめて示したように、 $\sqrt{t}$ が大きくなるにともない冷却速度が小さくなるため、デンドライト樹間々隔が大きくなり、かつMnSなどの低融点化合物も粗大化し、Pなどの不純物元素の樹間濃化が大きくなるなどの結果、割れ感受性が高まることに起因すると考えられる。ただし、緻密には歪み速度などの要因も変化しているので、これらの影響も考慮する必要がある。

2.2.2 大型非金属介在物

スラブ上面側に捕捉された直径250 $\mu$ 以上の大型介在物の個数におよぼす鑄造速度、連鑄機種の影響をFig. 5に示す。湾曲型連鑄機の場合、鑄造速度が約1.4m/min以上になると大型介在物が急増するのに対し、2.3mの垂直部を有する垂直曲げ型連鑄機では、鑄造速度の大型介在物増加傾向に与える影響は小さい。これは、溶鋼プール内での大型介在物浮上の難易さがマシンプロフィールに大きく影響されることを示唆するもので、その詳細については後段で検討する。

鑄片表層直下(表面から5mm以内)の大型介在物については、Fig. 6に示すように鑄造速度の増大とともに減少傾向を示す<sup>4)</sup>。これは、既に指摘されているように<sup>3)</sup>、浸漬ノズル吐出孔からの噴流によつて生じる溶鋼流

Table 3. Comparison of dendrite armspacing, mean size of sulfides and segregation degree of phosphorus between dendrites in the slab.

| Distance from surface (mm) | Armspacing ( $\mu$ ) |           | Mean size of MnS ( $\mu$ ) | Segregation degree (P/P <sub>0</sub> ) |
|----------------------------|----------------------|-----------|----------------------------|--|
|                            | Primary              | Secondary |                            |  |
| 52                         | 1 200                | 222       | 3.45                       | 3.00                                   |
| 92                         | 1 750                | 328       | 6.02                       | 6.08                                   |

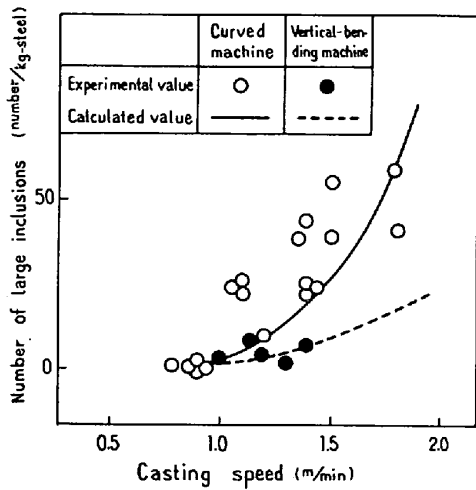


Fig. 5. Relation between number of large inclusions ( $\geq 250\mu\phi$ ) in slabs and casting speed at different type machines.

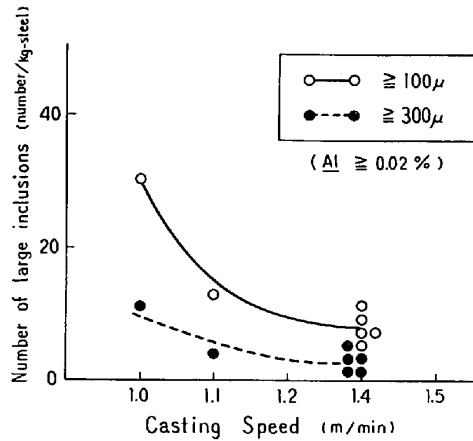


Fig. 6. Relation between large inclusions near sub-surface of slabs and casting speed. (Vertical-bending machine)

動の洗滌効果によるものと考えられる。なお、表層直下の大型介在物に関しては、機種の影響は認められなかつた。

(2) スラブ湾曲上面側集積介在物量におよぼす铸造速度および連铸機プロファイルの理論的検討

上述のとおり、铸造速度の増大とともに铸片に捕捉される大型介在物は増加するが、その程度は連铸機種により大きく異なる。ここでは、スラブ湾曲上面側での大型介在物集積量と铸造速度、マシンプロファイルとの関係を理論的に考察する。

溶鋼プール内深さ×位置における介在物の定常分布関数  $N(x)$  について、介在物侵入深さ  $H_p$  を用いて次式で仮定する。

$$N(x) = \beta(x - H_p)^2 \dots \dots \dots (3)$$

ここに、 $\beta$  は铸型内に流入する溶鋼中の大型介在物量に比例するパラメータである。

曲率半径  $R$  の湾曲型連铸機のスラブ上面側凝固殻素片に浮上捕捉される大型介在物量  $n(x)$  を熊井ら<sup>2)</sup> と同じ手順で計算すると(4)式が得られ、これを  $x$  について  $\xi$  から  $H_p$  の間で積分すれば、総介在物集積量  $n_t$  として(5)式が得られる。

$$n(x) = \frac{2\beta V_s}{KV_c^{1/2}R} (x - H_p)^2 (x^{3/2} - \xi^{3/2}) \dots \dots \dots (4)$$

$$n_t = \frac{2\beta V_s}{KV_c^{1/2}R} H_p (0.0508 H_p^{5/2} - 0.333 \xi^{3/2} H_p + 0.6 \xi^{5/2}) \dots \dots \dots (5)$$

ここに、 $\xi$ 、 $V_s$ 、 $K$  および  $V_c$  はそれぞれ介在物不捕捉長さ； $(KR/2V_c^{1/2})^{2/3}$ 、介在物浮上速度、凝固速度定数および铸造速度である。

次に、垂直部長さ  $L$  を有する垂直曲げ型連铸機について、同様の計算により上面側に捕捉される総介在物量  $n_t'$  を求めると(6)式が得られる。

$$n_t' = \frac{2\beta V_s}{KV_c^{1/2}R} \left\{ H_p^{3/2} (0.0508 - 0.1524 L^* + 0.2667 L^{*5/2} - 0.2285 L^{*7/2} + 0.0635 L^{*9/2}) - \frac{\xi^{3/2} H_p (1 - L^*)^3}{3} \right\} \dots \dots \dots (6)$$

(6)式への導入の過程で  $L/H_p$  を  $L^*$  とした。

千葉2号機の場合は垂直逐次曲げ型であるため(6)式をそのまま適用することはできないが、凝固プロファイルを考慮して適当な  $L$  と  $R$  とを用いれば一点曲げとして近以できる。このような近以を行つた場合の千葉2号機の相当  $L$  および相当  $R$  はそれぞれ 2.85m、18m である。

以上のような計算により求めた両連铸機のスラブ上面側集積介在物総量を実測値と対比して前掲の Fig. 5 に示す。計算値と実測値との一致はおおむね良好で、本理論の妥当性が認められる。

以上述べたように、スラブ上面側に集積する大型介在物量は、湾曲型連铸機の場合、铸造速度の上昇、特に 1.4 m/min を超える铸造速度で急増するのに対し、垂直曲げ型連铸機ではその増加程度が小さいことを実験、理論両面から明らかにした<sup>12)</sup>。

2.2.3 スラブ表面割れ

(1) 表面およびコーナー縦割れ

スラブの表面およびコーナー縦割れと铸造速度との関係を Fig. 7 に示すが、铸造速度の上昇による悪化は認められない。ただし、C含有量が 0.10~0.14% 近傍の铸片については、割れ発生頻度が若干高く、今後改善を要する課題といえる。

(2) 含 Nb-V-Al 鋼のスラブ表面横割れ

Nb, V, Al などの合金元素を含有するスラブを铸造する場合、よく知られているように<sup>13)14)</sup>、オンレーショ

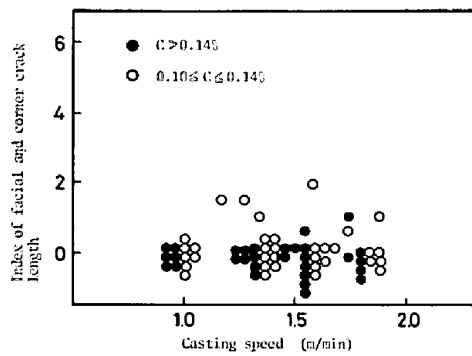


Fig. 7. Relation between casting speed and facial and corner crack length. (40 kg/mm<sup>2</sup> grade heavy plate and hot strip)

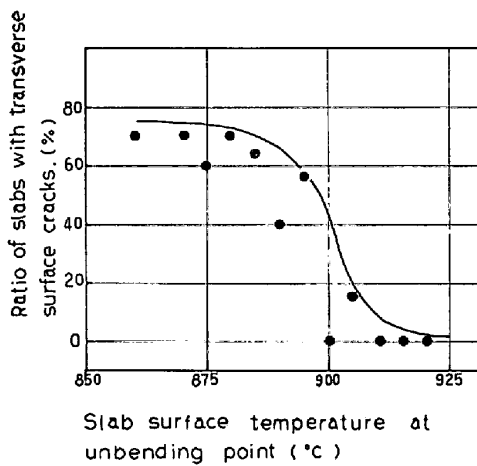


Fig. 8. Relation between surface transverse cracks and slab surface temperature at unbending point.

ンマークの谷に沿った横割れが発生することがある。この割れは、含 Nb-V-Al 鋼に特有の 750~850°C の脆化温度域<sup>15)</sup>において、曲げあるいは矯正などの変形を加えた場合に発生するものであり、矯正点までの機長の長短により矯正時のスラブ表面温度を脆化温度域の高温側<sup>16)</sup>あるいは低温側<sup>17)</sup>に制御することで割れの発生を防止できるとの報告がある。水島 5 号機では、矯正点までの機長が長く、また高速 casting 時の内部割れ防止の観点から高二次冷却水比操業とする必要があり、矯正時のスラブ表面温度を脆化温度域より低くする casting 方案を採用している。

一方、小径多分割小ピッチロールを採用している千葉 2 号機では、高速 casting を低二次冷却水比で実施しても、パルジングに起因する内部割れ発生の懸念が小さく、脆化温度域の高温側で矯正する casting 方案の採用が可能である。Fig. 8 は、矯正点におけるスラブ表面温度と表面横割れ発生頻度との関係を示したものであるが、矯正時のスラブ表面温度が 900°C 以上の場合には、表面横割れ

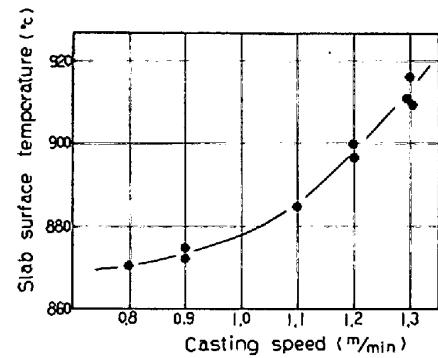


Fig. 9. Relation between slab surface temperature at unbending point and casting speed. (Specific secondary cooling water 0.45 l/kg-steel.)

の発生はほとんどない。高含熱鋼片の熱片装入、ロールへの過負荷防止、さらに熱応力、変態応力の低減を併せ考慮すると、900°C 以上の高温矯正はより有効な casting 方案といえる。二次冷却水比を 0.45 l/kg-steel と小さくした場合の矯正点前のスラブ表面温度と casting 速度との関係を Fig. 9 に示すが、0.45 l/kg-steel の低二次冷却水比で casting 速度 1.3 m/min の高速 casting の実施により、900°C を超える矯正時のスラブ表面温度が保証でき、表面横割れおよび内部割れのいずれの発生もない健全なスラブの製造が可能である。

### 3. スラブ連続における高能率操業技術の開発

高速 casting の単位 casting 時間あたりの生産性向上に対する効果はきわめて大きい。しかし、鋼片幅、 casting 鋼種が異なるたびに casting を中断する旧来の操業形態では、暦時間に対する casting 時間の比率は限定されざるを得ず、このような casting の断続性を克服し得ない状況においては、高速 casting のみで生産性を大幅に向上させることは容易でない。

そこで、高速 casting 技術の確立と併行して、 casting 中鋼片幅変更、異鋼種連々 casting などの casting の連続性をより一層向上させる技術、すなわち高 casting 時間率を達成する操業技術の開発が重要となる。ここでは、これらの技術について紹介し、若干の考察を加える。

#### 3.1 連続 casting 中の鋼片幅変更技術

##### 3.1.1 casting 中の鋼片幅変更方法

casting 中の鋼片幅変更については、 casting 型短辺を上下二段に分割し、これを各々別個に移動させる方法<sup>18)</sup>、模擬短辺を装入したり<sup>19)</sup>、短辺下部にシール板を設置する<sup>20)</sup>方法などが報告されているが、これらはいずれも、 casting を一旦中断する必要があり、また、幅変更部の鋼片の一定長さを屑化せざるを得ないといった欠点を有している。

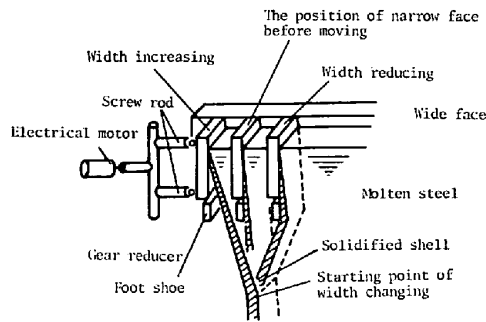


Fig. 10. Schematic diagram depicted how the slab width changing is done during casting.

そこで、筆者らは、鑄造の中断を必要とせず、実施も容易な鑄造中鑄片幅変更技術を開発した。

本方法における鑄造中鑄片幅変更の状況およびその設備概略を Fig. 10 に模式的に示す<sup>21)22)</sup>。図から明らかのように、鑄型内に溶鋼を供給しつつ、所定の鑄片幅まで鑄型短辺を幅拡大あるいは幅縮少方向へ徐々に移動することにより鑄片幅が変更され、比較的小さな鑄片幅変更を多数回必要とする場合には有効な手段であり、また、圧延時の幅圧延が可能であれば全鑄片が製品化できる利点を有している。鑄型短辺駆動装置には、鑄型短辺が移動し鑄片を強制変形している時でも、鑄片の幅方向熱収縮量に相応できるように、また鑄型短辺が受ける反力を最小にできるように、鑄型短辺テーパ量を遠隔選定できる機能が付与されている。

3.1.2 鑄造中鑄片幅変更時の鑄型内抜熱現象

鑄造中に鑄片幅変更を実施したスラブ表面には、鑄型短辺と凝固殻との接触状況に起因すると考えられる異常が発生する場合がある。これらの異常はいずれも鑄型短辺の後退速度が大きい場合の鑄片幅拡大スラブに認められ、鑄片短辺の二重肌状の表面欠陥、コーナー縦割れをともしやすい短辺のバルジングがその代表的なものである。前者は鑄型内湯面近傍における鑄型短辺と凝固殻との間に溶鋼が流入することにより発生し、後者は鑄型内での凝固殻に対する鑄型短辺の支持の不足により生じるものと考えられる。

そこで、鑄片幅変更中に鑄型短辺テーパ量と鑄型短辺移動速度とを変化させつつ、Fig. 11 に示す要領で鑄型短辺銅板内に埋め込んだ熱電対により銅板温度を連続的に測定し、鑄型内における抜熱状況を調査した。その時の鑄造条件を Table 4 に示す。

鑄片幅拡大過程における鑄型短辺銅板温度の測定例を Fig. 12 に示す。定常鑄造時の鑄型短辺テーパ量と同じ値で鑄片幅拡大を実施した場合、鑄型銅板温度が著しく低下するのに対し、鑄型短辺テーパ量を強化する方

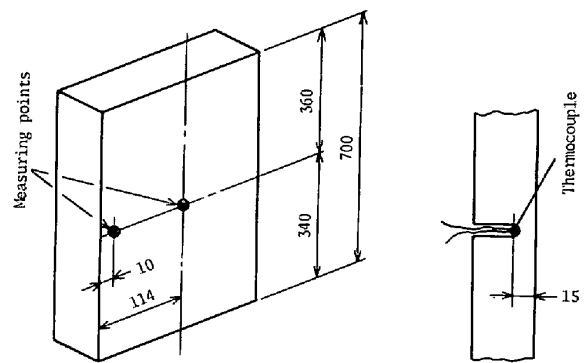


Fig. 11. Temperature measuring points for copper plate of narrow face.

Table 4. Casting condition at temperature measurement of copper plate.

|                               |             |
|-------------------------------|-------------|
| Casting speed                 | 0.8m/min    |
| Cooling water for wide face   | 2 500 l/min |
| Cooling water for narrow face | 400 l/min   |
| Width of casting slab         | 1 000 mm    |

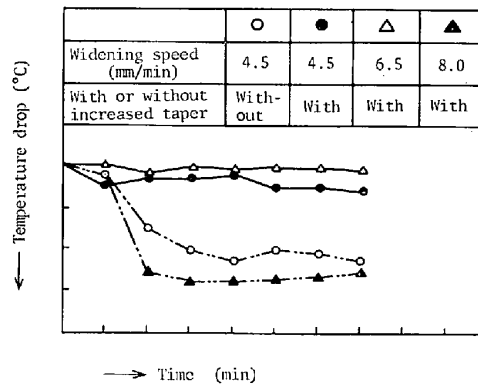


Fig. 12. Transition temperature of narrow face at widening.

向に修正した場合には、この現象は鑄型短辺移動速度がある値を超えるまで認められない。このような鑄型内抜熱の低下現象は、鑄型短辺テーパ量や鑄型短辺移動速度が適切でない条件のもとで鑄片幅拡大を実施した場合には、鑄型壁と凝固殻との間に間隙が生じていることを示すものであり、主として高温クリープ現象に支配される凝固殻の変形速度に相応する鑄造中鑄片幅拡大条件の選定が必要なことを示唆するものである。なお、幅縮少過程においても同様の実験を行つたが、鑄型短辺のテーパ量や移動速度の銅板温度への顕著な影響は認められなかつた。

3.1.3 鑄造中鑄片幅変更時の凝固殻挙動

鑄造中鑄片幅変更時の鑄片挙動を調査する目的で、鑄

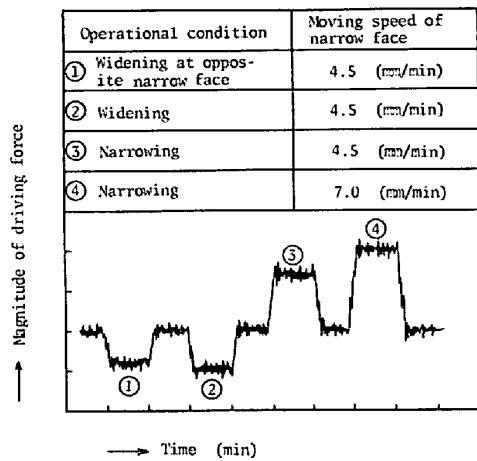


Fig. 13. Magnitude of driving force during width changing operation.

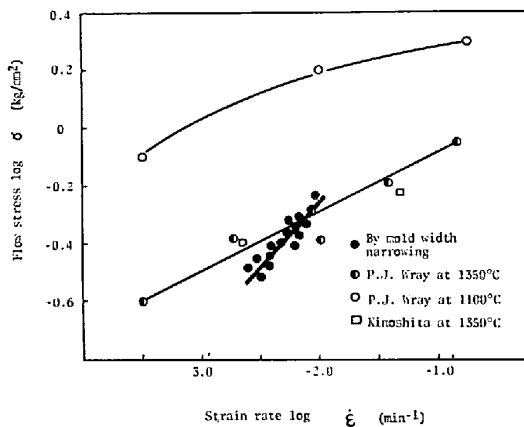


Fig. 14. Relation between flow stress and strain rate at width change during casting.

型短辺支持機構にロードセルを組み込み、鋳片幅変更時の鋳片変形反力を測定した。鋳造条件は、鋳片寸法、220 × (850~1550)mm、鋳造速度、1.0 m/min であり、幅拡大および幅縮小時の短辺移動速度はそれぞれ 0~6 mm/min、0~10 mm/min とした。

鋳造中鋳片幅変更時の反力測定例を Fig. 13 に示す。鋳型短辺の一方のみを移動させた場合においても、反力の変化は両鋳型短辺で観察され、鋳型内凝固殻の幅方向全域にわたり変形が生じていることが推察できる。

上記の結果から、幅縮少過程における凝固殻の圧縮変形は鋳片全幅にわたって一様に生じるものと仮定し、測定結果を鋳片の変形抵抗と歪み速度との関係で整理した。その結果を Fig. 14 に示すが、両者の間には良好な関係が認められ、下記の回帰式が得られた。

$$\sigma = 4.21 \dot{\epsilon}^{0.44} \dots \dots \dots (7)$$

ここに、 $\sigma$  は変形抵抗、 $\dot{\epsilon}$  は歪み速度である。

本実験から推定される鋼の高温強度は、Fig. 14 中に併せ示した 1350°C における P. J. WRAY<sup>23)</sup>、木下ら

<sup>24)</sup>の測定結果とよい一致を示しており、実機における鋼の高温強度の測定例として意義のあるものといえる。また、本実験条件の幅縮少スラブ表面には何らの異常も認められず、幅変更速度増大の可能性が残されているといえる。

### 3-2 異鋼種連々鋳技術

耐火物寿命などの制約による鋳造の断続を回避する目的で、タンディッシュ交換を実施し生産性の向上を図る方法は従来から一般的に行われている。しかし、最近では連鋳鋼比率の拡大により小ロット材の連鋳化が進んだため、タンディッシュあたりの連々鋳造ヒート数はオーダー構成上の要因により一層制約されつつあり、タンディッシュ交換技術の適用範囲を異鋼種間にまで拡大する必要が生じてきた。この分野についてはいくつかの報告<sup>25)26)</sup>があるが、鋳造停止時間が長く機体に対する負荷が大きいなどの難点が存在する。そこで、タンディッシュ交換とほぼ同様の手順で異鋼種連々鋳が可能な技術を開発した<sup>27)</sup>。

Fig. 15 はこの作業の概念を示したものである。前ヒートの鋳造完了後、鋳型内に継ぎ金物と称する隔壁冷材を投入し、鋳型内で隔壁を形成させ溶鋼成分の混合を防止するとともに、隔壁上の残溶鋼を次ヒートの溶鋼と共に凝固させ鋳造を続行するものであり、従来のタンディッシュ交換とほぼ同程度の鋳造停止時間内に作業が完了し、機体への負荷も小さい安全な方法である。

異鋼種連々鋳を実施した鋳片の幅中央部における溶鋼成分の分離状況を、厚み中心部から 10 mm 径のドリルを用いて分析用サンプルを採取し調査した。その結果の一例を Fig. 16 に示すが、成分の分離は完全である。

### 4. 高速高能率操業技術の実機への適用

連鋳機の鋳造能力を向上させる高速高能率操業の具体的手段は以下のように要約できる。

- 1) 安定した高速鋳造技術の確立
- 2) ダミーバー装入あたりの連々鋳造ヒート数の増大

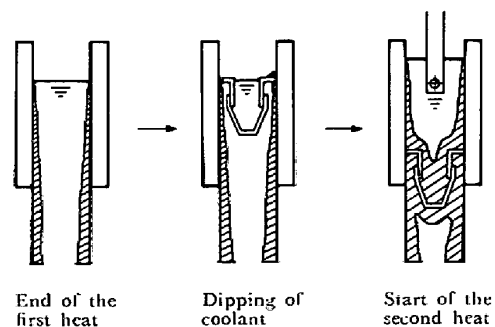


Fig. 15. Schematic representation of sequence casting between the heats with different chemical composition.



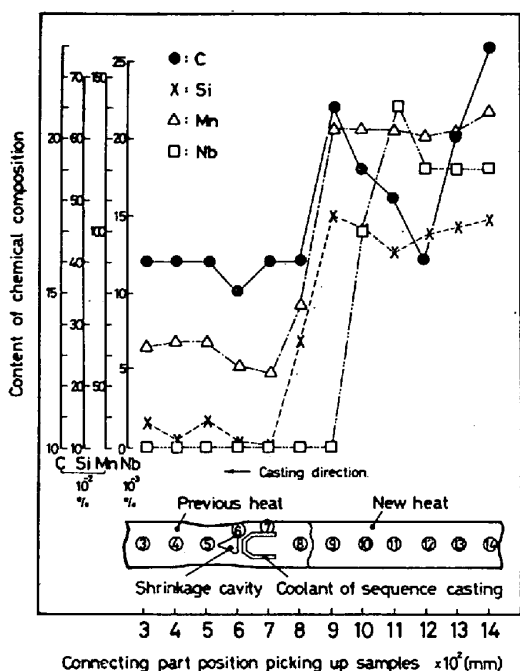


Fig. 16. Change of chemical composition of connecting part in the case of sequence casting of different composition.

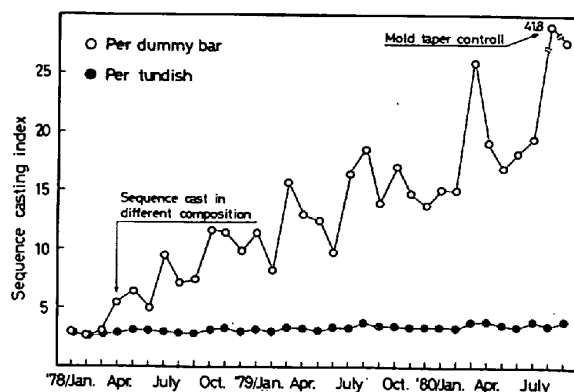


Fig. 17. Trend of sequence casting index on No. 5 caster.

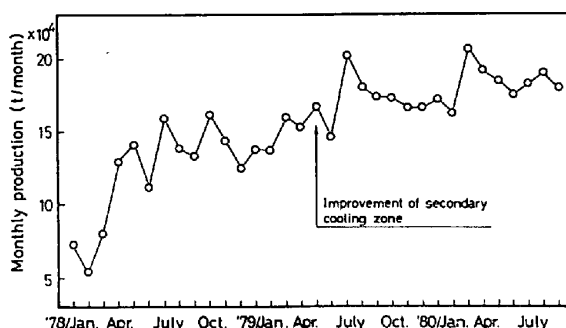


Fig. 18. Trend of monthly production on No. 5 slab caster.

3) 铸造间隔(铸造准备时间), 设备保全のための休工時間およびブレイクアウトなどの操業事故に起因するロスタイムの短縮あるいは減少

ここでは、水島5号機における高速高能率操業技術の適用の経緯と現状について紹介する。上述の高速铸造実験で得られた知見をもとに、二次冷却帯の延長と増強、ロール材質の変更などの内部割れ防止を目的とする設備改造を実施するとともに、タンディッシュ容量の増大、取鍋-タンディッシュ間ロングノズルや適切なタンディッシュノズルガス吹き込み方法<sup>28)</sup>の採用、さらに高速铸造用モールドパウダーの開発<sup>29)30)</sup>などにより大型介在物の低減、ブレイクアウトやノズル閉塞などの操業トラブル防止を図ってきた。その結果、昭和54年7月以降は、ほぼ全鋼種について1.4~1.9 m/minの铸造速度で常時操業することが可能となった。

一方、昭和49年に着手した铸造中铸片幅変更技術、異鋼種連々铸技術は昭和53年より順次工程化が可能となり、铸型幅可変範囲の全域にわたる連々铸を実施できるに至っている。その結果、ダミーバー装入あたりの連々铸ヒート数はFig. 17に示すように上昇し、铸造時間率も85~90%の高水準にある。

上記2種類の生産性向上技術の複合効果として、月間铸造量はFig. 18に示すように、スラブ连铸機としては比較的小さな平均铸片寸法、220×1150 mmの不利な条件にもかかわらず18~20万tを安定して達成し得るに

至っている。

### 5. 結 言

スラブ连铸機における高速高能率铸造操業を確立することを目的として、種々の実験、操業および設備改善を実施し以下の結果を得た。

(1) 高速铸造時の铸片内部割れ防止には高二次冷却水比の採用、小ロールピッチおよび多点矯正方式が有効であることを示した。また、内部割れは溶鋼流動が可能な最大固相率の固液共存層で発生し固相側へ伝播する機構により形成され、その限界歪みは0.3~0.8%の範囲にあり、凝固の進行とともに小さくなることを明らかにした。

(2) 铸片の湾曲上面側に集積する大型介在物に対する铸造速度とマシンプロフィルとの影響について実験、理論両面から検討し、湾曲型连铸機では1.4 m/min以上の铸造速度においては大型介在物の増加が顕著であるのに対し、垂直部を有する连铸機ではその傾向が小さいことを明らかにした。

(3) 含Nb-V-Al鋼に発生しやすい表面横割れは、矯正点での铸片表面温度が900°C以上の場合、その発生が防止できることを明らかにし、その操業例を示し

た。

(4) 鋳造中鋳片幅変更技術を確立する過程において、鋳型壁と凝固殻との接触状況、鋳型内における凝固殻の変形挙動に関する調査を行い、鋳片幅変更条件には適正な値が存在することを明らかにするとともに、この技術の工程化に成功した。さらに、異鋼種連々鋳技術についても、その溶鋼分離が完全なことを確認し、その工程化を完了した。

これら高速高能率鋳造技術を適用した水島5号機の場合、その生産能力は倍増し連鋳鋼比率の向上に大きく寄与している。

#### 文 献

- 1) 藤井博務, 大橋徹郎, 広本 健: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1813
- 2) 熊井 浩, 広本 健, 松永 久, 大橋徹郎, 大野唯義: 鉄と鋼, 60(1974), p. 926
- 3) 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), A 123
- 4) 中川 一, 堀 珊吉, 島 孝次, 石飛精助, 松崎孝文: 鉄と鋼, 64(1978), S 129
- 5) 成田貴一, 森 隆資, 綾田研三, 宮崎 純, 藤卷正憲: 「伝熱と対流と偏析」(日本金属学会) (1977), p. 21
- 6) 藤井博務, 大橋徹郎, 広本 健: 鉄と鋼, 62 (1976), S 484
- 7) 佐藤秀樹, 北川 融, 村上勝彦, 川和高穂: 鉄と鋼, 61(1975), S 471
- 8) 成田貴一, 森 隆資, 綾田研三, 宮崎 純, 藤卷正憲: 鉄と鋼, 64(1978), S 152
- 9) 丸川雄浄, 川崎守夫, 木村智彦, 石村 進: 鉄と鋼, 64(1978), S 661
- 10) 中川 一, 島 孝次, 堀 珊吉, 椿原 治, 山内信一, 打田安成: 鉄と鋼, 64(1978), A 131
- 11) 小島信司, 松川敏胤, 児玉正範: 川崎製鉄技報, 12(1980) 3, p. 505
- 12) 拝田 治, 垣生泰弘, 江見俊彦, 浜上和久, 上田典弘: 鉄と鋼, 66(1980), S 142
- 13) 山本圭太郎, 内田繁孝, 宮原 忍, 武田州平: 鉄と鋼, 64(1978), S 154
- 14) 山本正義, 国井信夫, 須田興世, 松原勝彦: 鉄と鋼, 60(1974), S 455
- 15) 長谷部茂雄, 古賀敏昭, 矢村 隆, 筋川義和: 鉄と鋼, 58(1972), S 221
- 16) 大野唯義, 大橋徹郎, 有馬良士, 広本 健: 鉄と鋼, 62(1976), S 91
- 17) 武田州平, 宮原 忍, 山本圭太郎, 内田繁孝: 鉄と鋼, 64(1978), S 155
- 18) 新日鉄広畑: 第 65 回製鋼部会 (1976)
- 19) 住金鹿島: 第 68 回製鋼部会 (1977)
- 20) 竹村洋三, 高橋良太, 詫摩三朗, 竹内恒夫: 鉄と鋼, 64(1978), S 127
- 21) 大森 尚, 大西正之, 小島信司, 山本義治: 鉄と鋼, 63(1977), S 90
- 22) 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. 3
- 23) P. J. WRAY, M. F. HOLMES: Met. Trans., 6A (1975)
- 24) 木下勝雄, 河西悟郎, 江見俊彦: 学振第 19 委資料 (1977 年 5 月) 10007, 凝固 214
- 25) 特開昭 50-57921
- 26) 井上俊朗, 野田郁朗, 秋田靖博, 木村秀明: 鉄と鋼, 64(1978), S 128
- 27) 大森 尚, 大西正之, 前田瑞夫, 大園秀志: 鉄と鋼, 64(1978), S 162
- 28) 江本寛治, 中井一吉, 山本武美, 日和佐章一: 鉄と鋼, 66(1980), S 867
- 29) 武 英雄, 中井一吉, 前田瑞夫, 江本寛治: 鉄と鋼, 66(1980), S 140
- 30) 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. 37