

論 文

UDC 621.746.047 : 669.14-412 : 620.192.43 : 536.421 : 66.045.5

連続鑄造スラブの中心偏析について*

佐々木寛太郎**・杉谷 泰夫***・石村 進***

On the Centerline Segregation of Continuously Cast Slabs

Kantaro SASAKI, Yasuo SUGITANI, and Susumu ISHIMURA

Synopsis:

The major factors affecting the formation of the centerline segregation in continuously cast slabs (CC slabs) and slab-shaped ingots were investigated.

The results obtained are summarized as follows.

(1) The centerline segregation in a regular CC slab is much remarkable than that of a slab-shaped ingot; the latter has the solidification structures analogous to those of the former. This result shows that the effect of the solidification shrinkage on the centerline segregation of CC slabs is small.

(2) The centerline segregation of CC slabs becomes more remarkable as the crater becomes deeper.

(3) The centerline segregation of CC slabs solidified stationarily in the secondary cooling zone is much slighter than that of the regular CC slabs.

(4) The segregation band of CC slabs consists of a lot of small segregated spots with microporosities and Mn-sulfides, where the microsegregation is much remarkable than that of the columnar dendritic zones and both the clear dendrites with the smaller secondary arm spacing and the obscure dendrites are recognized.

(5) The major factor affecting the centerline segregation of CC slab is believed to be the mechanical deformation (bulging of slab by the miss alignment etc.) at the final stage of the solidification where only the mashy zone remains.

1. 緒 言

鋼の性質には鋼を構成する成分と組織が大きな影響を及ぼすため、これらの均一性が強く要望され、そのための研究が種々なされている。

連続鑄造スラブ（連鑄スラブと呼ぶ）において、この成分、および組織の均一性を阻害するものの一つにスラブ厚さ方向中心部のマクロ偏析（中心偏析）があり、この部分では鋼中の溶質成分は多少の差にあるがすべて正偏析している。この中心偏析は連鑄スラブ特有の現象であるため、広範な研究がなされており、鑄造条件、および凝固組織等との関連について多くの報告がなされている^{1)~6)}。その結果、中心偏析の生成にはバルジングを主体とする機械的な要因が大きく関与していると推定されている。しかしながら、これらの報告のほとんどは連鑄スラブの中心偏析の実態を把握することによつてその生成機構を解明しようとしたものであり、その生成機構を

直接実証したものは見あたらない。

そこで、著者らは従来の報告で述べられていない別の角度から中心偏析の生成機構を推定するために次のような試験を行つた。まず、バルジングがなければ連鑄スラブに認められるような顕著な中心偏析は生じないのかどうかを明らかにするために、連鑄スラブと類似の凝固組織が得られるようにした扁平形状の静止鋼塊（扁平鋼塊と呼ぶ）の中心偏析の実態を調査した。次に、成分偏析を利用した特殊な熱処理法を用いて連鑄スラブの中心偏析部のミクロ的な凝固組織を明らかにすると共に、鑄込み中に強制的に引拔を停止させるといったような極端な鑄造条件のもとで得られた連鑄スラブの中心偏析を調査した。

本論文では、これらの調査結果、およびその結果をもとにして検討した、中心偏析生成に及ぼす要因について報告する。

* 昭和 49 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 4 月 2 日受付 (Received April 2, 1979)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (現: 住友精密工業(株) (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Now, Sumitomo Precision Products Co., Ltd.))

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

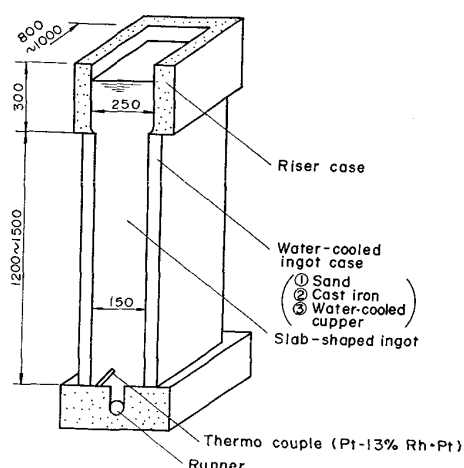


Fig. 1. Experimental apparatus for ingot casting.

2. 供試材および調査方法

2.1 供試材

供試材として選んだ扁平鋼塊、および連铸スラブの特徴は次のとおりである。

(1) 扁平鋼塊

Fig. 1 に示す形状の鋳型に高周波溶解炉で溶解した約 2 t の溶鋼を下注ぎで注入して 150 mm 厚×800~1 000 mm 幅×1 200~1 500 mm 高の寸法の鋼塊を得た。鋼塊の冷却速度のコントロールは鋳型の材質として砂型、金型、水冷した金型を用いることにより行つた。これらの鋼塊を便宜上、砂型鋼塊、金型鋼塊、および水冷金型鋼塊と呼ぶ。また、水冷金型鋼塊については鋳型を水平面に対して 5°, 45°, 90° として中心偏析、および凝固組織に及ぼすその傾斜の影響をも調査できるようにした。鋳込温度は湯道近傍の鋳型底面に取付た Pt-13%Rh-Pt 熱電対で測定したところ 20~30°C の過熱度であつた。実験に用いた溶鋼は厚板向けの 50 キロ級鋼である。

(2) 連铸スラブ

垂直型、および湾曲型連铸機（曲率半径：10m, 12.5 m）で製造した Al-Si キルド鋼（厚板向け 40 キロ, 50 キロ級鋼）を供試材とした。垂直型連铸スラブの寸法は 156 mm 厚×1 040 mm 幅、湾曲型スラブのそれは 190~220 mm 厚×1 600~1 800 mm 幅である。スラブの中心偏析生成に及ぼす要因を明らかにするため、特に次の特徴をもつスラブに着目して各種の調査を行つた。

① クレータ深さの異なるスラブ

② 鋳込み中に引抜きを停止し、二次冷却帯で静止凝固させたスラブ

①項の供試材はタンディッシュ内溶鋼過熱度 17~27

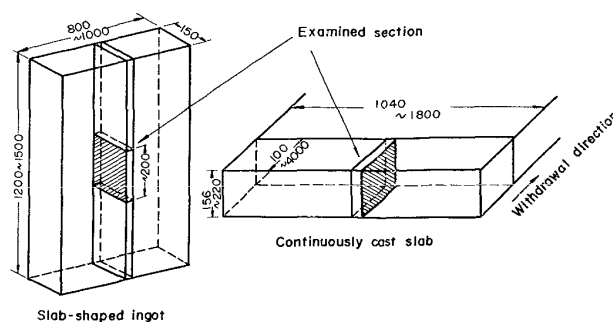


Fig. 2. Sampling methods of slab-shaped ingot and continuously cast slab.

°C, 鋳造速度 0.7~1.0 m/min, 二次冷却水量 0.71~0.81 l/kg-steel の条件で製造されたものである。②項の供試材は、タンディッシュ溶鋼過熱度 15°C, 鋳造速度 0.8 m/min, 二次冷却水量 0.8 l/kg-steel の条件で鋳込まれていたスラブを 25 m 鋳込んだ時点で引抜きを停止し、連铸機内のスラブが完全凝固するまで、同一水量で冷却した後取出したものである。

2.2 調査方法

Fig. 2 に示すように、扁平鋼塊に関しては幅方向の中央で縦断し、その面内で、マクロ偏析線が他の領域に比べて顕著に生じている、鋼塊高さ方向のほぼ中央部から試片を切出し各種の調査を行つた。なお、マクロ偏析線の発生状況は縦断面をサルファープリントして調べた。一方、連铸スラブに関しては鋳込方向に長さ約 100 mm~4 m の試片を採取し、スラブ幅方向の中央で鋳込方向に平行な面（L断面と呼ぶ）を切り出し各種の調査を行つた。ただし、サルファープリントは上述のL断面のほかに鋳込方向に垂直な面（C断面と呼ぶ）についても行つた。

鋳塊の厚さ方向の凝固組織はピクリン酸飽和水溶液で腐食して現出させ、肉眼でマクロ的に観察したが、中心偏析部のミクロ的な凝固組織については、試験片を 930°C で約 30 min 間保持した後、空冷、または炉冷（冷却速度：2~3°C/min）するという熱処理を行い、その試験片をナイトール溶液で腐食して顕微鏡観察した。この熱処理による凝固組織の顕出は成分偏析に基づく結晶組織の違いを利用したものである。中心偏析部のミクロポロシティに関してはその形態を調べるためにX線透過撮影を行つた。また、中心偏析部の成分偏析の調査は鋳塊の厚み方向にシェーパーで 1 mm 間隔で、または 3 mmφ ドリルで 5 mm 間隔で採取した試料の C, P, S を化学分析して行つた。さらに、ミクロ的な成分偏析は EPMA にて調査した。

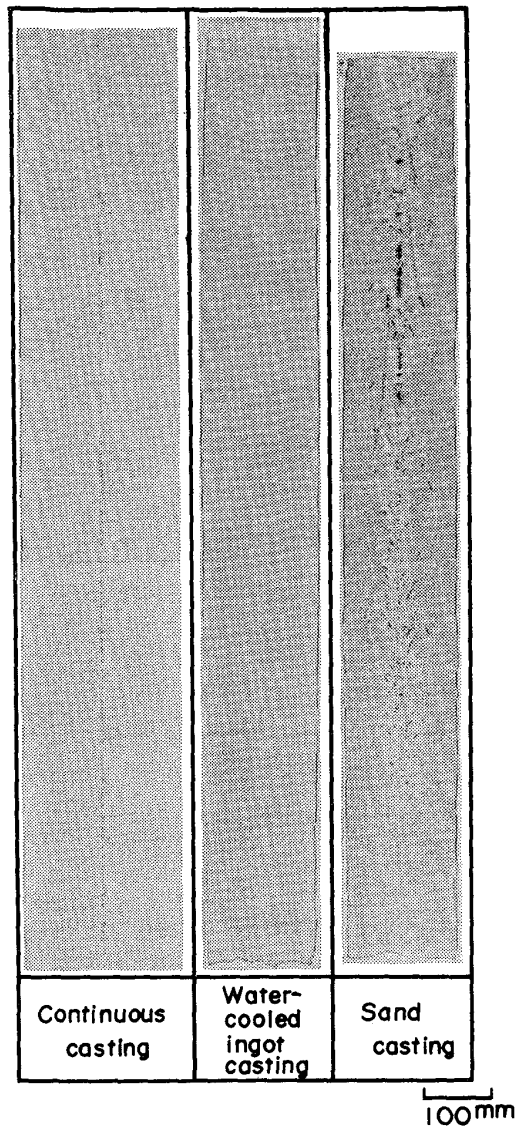


Photo. 1. Typical examples of S-prints in the longitudinal section of various slabs.

3. 調査結果および検討

3.1 各種铸塊の中心偏析の実態

3.1.1 凝固組織

各種扁平鋼塊の縦断面、および連铸スラブL断面の代表的なサルファープリントを Photo. 1 に示す。いずれの供試材にも最終凝固位置近傍にサルファの偏析線が認められるが、連铸スラブの偏析線の現われ方が非常に顕著であるのに比べて、扁平鋼塊のそれは軽微である。しかも扁平鋼塊では、例えば、その沈澱晶部にはほとんど偏析線が生じていないというように鋼塊の高さ方向でその現われ方が異なっている。特に、注目すべきことは、後述するように、連铸スラブと凝固組織がほとんど同じである水冷金型鋼塊においても偏析線は軽度であるということであり、このことは連铸スラブのマクロ偏析

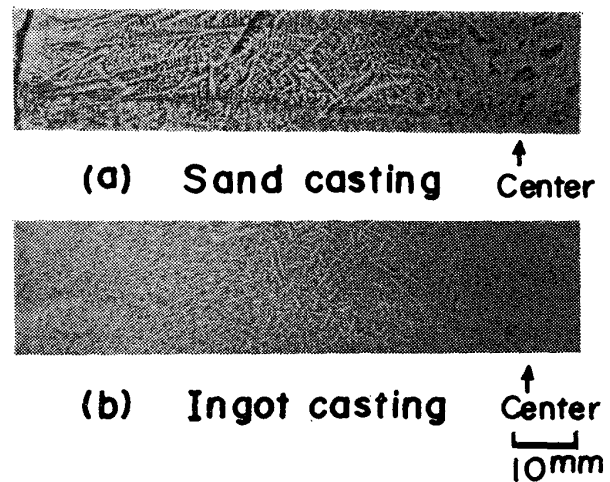


Photo. 2. Dendrite morphologies.

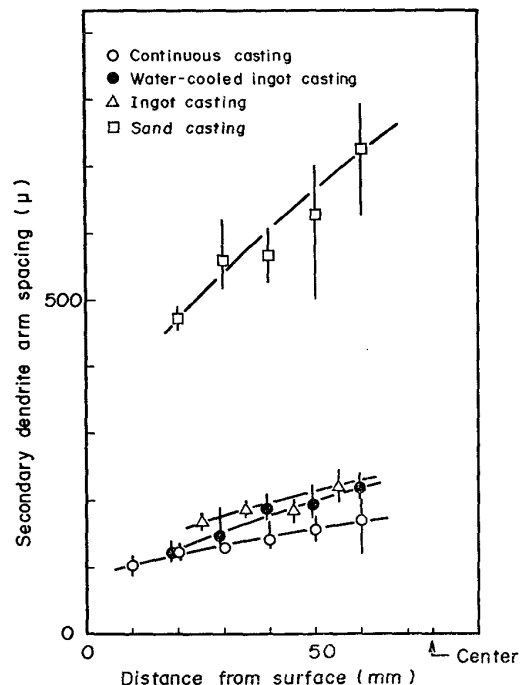


Fig. 3. Changes of secondary arm spacing in the slab thickness.

が単に、凝固組織の影響のみで生じるのではないことを示唆している。Photo. 2, Photo. 3 にピクリン酸飽和水溶液で顕出させたデンドライトの成長状況を示す。また、Fig. 3 に各種铸塊のデンドライトの二次アーム間隔を铸塊表面からの距離に対してプロットした結果を示す。冷却速度の遅い砂型鋼塊では柱状デンドライトが粗大（二次アーム間隔 $500 \sim 700 \mu$ ）で、しかもその成長長さも短い。一方、水冷金型鋼塊、連铸スラブのように冷却速度の速いものでは柱状デンドライトが細く（二次アーム間隔 $100 \sim 200 \mu$ ）、しかも厚さ方向中央部近傍まで成長している。また、Photo. 3 から明らかなように、連铸スラブの凝固組織は連铸機の型式の影響を受け、垂直

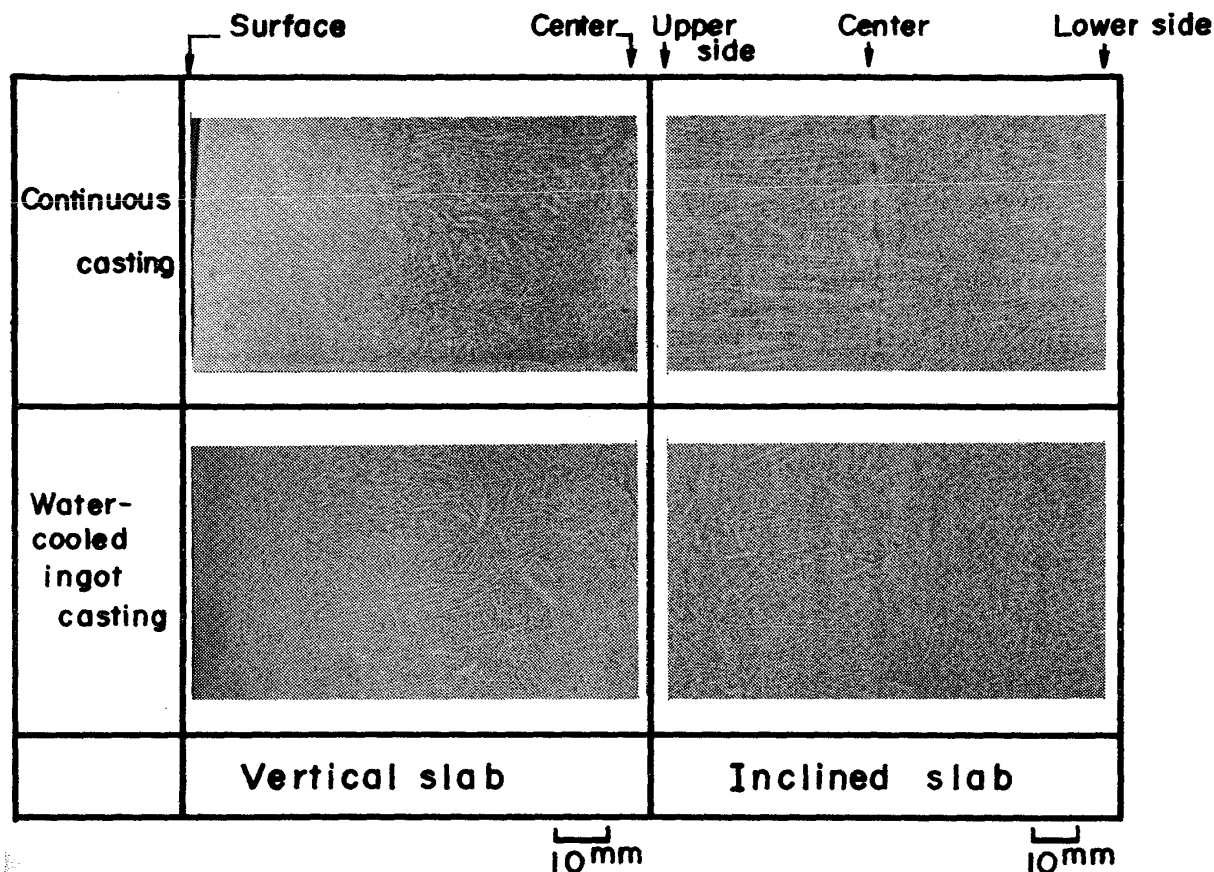
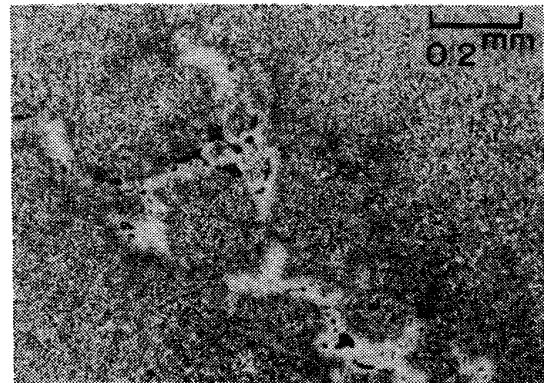
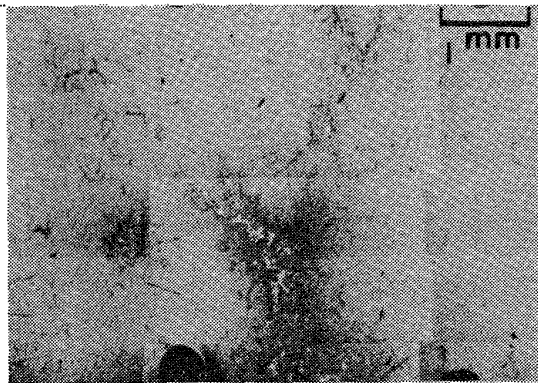


Photo. 3. Comparisons of the dendrite morphologies in continuously cast slabs and water-cooled ingots.

型スラブではその厚さ方向で凝固組織はほぼ対称に成長しているが、一方、湾曲型スラブの凝固組織はスラブの上面側と下面側とで非対称になつている。すなわち、上面側では柱状デンドライトがスラブ厚中央部まで成長しているのに対し、下面側では柱状デンドライトが途中で消滅し、その内部は分岐状のデンドライトになつている。これらの現象は、Photo. 3 に連铸スラブと対比して示した水冷金型鋼塊においても認められ、水平面に対して垂直、および 45° に傾斜して铸込んだ水冷金型鋼塊の凝固組織はそれぞれ垂直型連铸スラブ、および湾曲型連铸スラブのそれとほぼ同一になつている。このことはすでに、石黒ら⁷⁾によつて指摘されているように、柱状デンドライトの発達、および等軸晶の生成が多分に重力の影響を受けることを示している。湾曲型連铸スラブや傾斜して铸込んだ水冷金型鋼塊のように傾斜した状態で凝固する場合には、チル晶帯で形成された結晶片や凝固過程で切断遊離されたデンドライト片が溶鋼との比重差によつて沈降し等軸晶（分岐状のデンドライト）を铸塊の下面側に生成するが、逆に铸塊の上面側では、柱状デンドライトの成長を阻止しようとするこれらの結晶片が少なくなるため柱状デンドライトが厚さ方向中央部ま

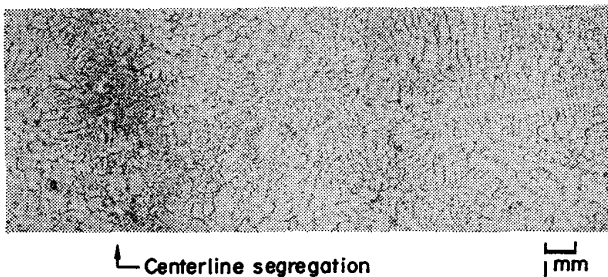
で成長したと考えられる。一方、垂直型連铸スラブや垂直にして铸込んだ水冷金型鋼塊のように垂直な状態で凝固する場合には、重力の影響は铸塊の厚さ方向において同一であるのでほぼ対称な凝固組織が得られたと考えられる。

連铸スラブの中心偏析部のミクロ的な凝固組織については 2・2 項で前述したように、試験片を二種類の方法で熱処理して調査した。調査結果を Photo. 4, Photo. 5 に示す。Photo. 4 は試験片を 930°C で 30 min 間保持した後空冷したものの代表的な結晶組織である。成分偏析の著しい領域は C, Mn, P 等の正偏析のため焼入性が高くなるのでベイナイト、マルテンサイトの低温変態組織になり、偏析の少ない領域はフェライト、パーライトの混合組織になつている。また、低温変態組織の中には MnS が密集しており、しかもミクロボロソチーが散在している。Photo. 5 は試験片を 930°C が 30 min 間保持した後炉冷したものの代表的な結晶組織である。このような熱処理をすると成分の偏析程度の差により A₃ 変態点が変わるので供試材のような成分系の鋼ではデンドライトの幹はフェライト、樹間はパーライトになり、凝固組織をフェライト、パーライトの結晶組織で



Heat treatment ; $930^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow \text{air cooling}$

Photo. 4. A typical example of microstructure near the centerline segregation in continuously cast slab, which is represented by the heat treatment.



Heat treatment ; $930^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow \text{furnace cooling}$
(cooling rate $2 \sim 3^{\circ}\text{C/min}$)

Photo. 5. A typical example of microstructure near the centerline segregation in continuously cast slab, which is represented by the heat treatment.



Photo. 6. A typical example of X-ray photograph of microporosities near the centerline segregation in continuously cast slab.
Sample ; Thin section cut from the center of the slab.

現出することができる⁸⁾。Photo. 5 および Fig. 4 から明らかなように、成分偏析の著しい領域（詳細は 3.1.2 項で後述）では、二次アーム間隔の非常に小さいデンドライトの認められる領域とデンドライト形態の認められない領域とが混合して存在しており、しかもマイクロポロシティ、および密集した MnS が観察される。また、

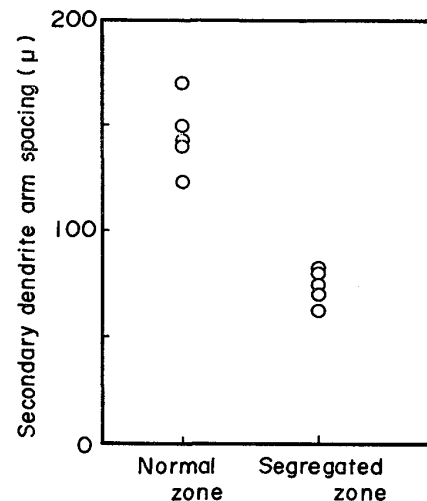


Fig. 4. Comparison of secondary arm spacing in the centerline segregation zone and the normal zone. (Continuously cast slab)
Normal zone : 10 mm distant from the center.

このような特徴の認められる領域は Photo. 4 に示した低温変態組織部と一致している。なお、Fig. 4 は成分偏析の著しい領域とそうでない通常の凝固組織を示す領域のデンドライト二次アーム間隔を比較したものである。

上述のように、連铸スラブの中心偏析は Photo. 4 に示した低温変態組織に代表される、成分偏析の顕著な小領域が不連続的に存在して形成されている。

Photo. 4 に示した低温変態組織部に認められるマイクロポロシティの分布状況を透過X線によつて撮影した結果の代表例を Photo. 6 に示す。中心偏析部ではマイクロポロシティは at random に分散しているのがわかる。

3.1.2 成分偏析

铸塊の厚さ方向に 1 mm 間隔でシェーパによつて採

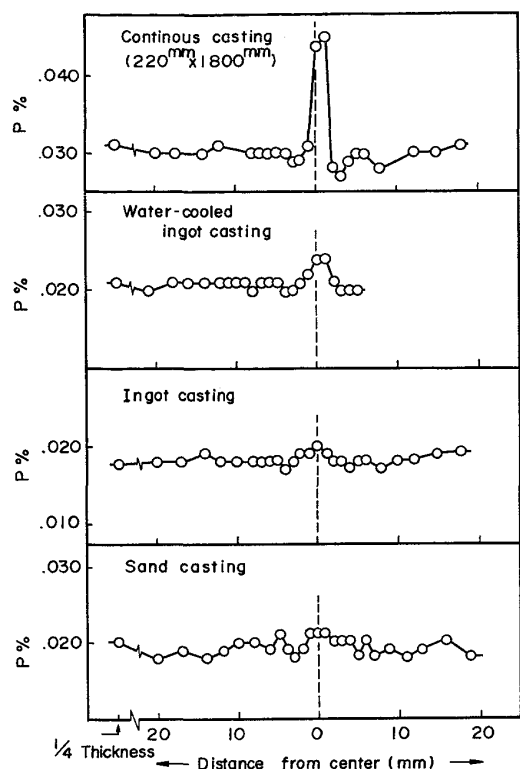


Fig. 5. Distributions of the solute concentration in various slabs.

取した試料を化学分析して中心偏析部近傍の成分分布を調査した。その結果の一例を Fig. 5 に示す。

① いずれの铸塊においても中心偏析部では成分の濃化が認められるが、扁平鋼塊での成分偏析に比べて連铸スラブのそれは非常に顕著である。

② 扁平鋼塊の成分偏析はいずれも軽微であるが、その程度は铸型の性質によつて異なっている。砂型鋼塊の成分偏析はわずかに観察される程度であるが、水冷金型鋼塊では最終凝固位置にかなり明瞭な成分濃化のピークが認められ、扁平鋼塊の中では最も成分偏析が著しい。

③ 連铸スラブ、および金型鋼塊、水冷金型鋼塊では中心偏析部に隣接して負偏析の領域が認められる。

上述の結果は 3.1.1 項で前述した、サルファープリントで認められるマクロ偏析線の現われ方とよく対応している。また、上記②項の結果は、最終凝固位置に生じる成分偏析が凝固組織 (Photo. 2, 3) の影響を受け、柱状デンドライトが厚さ方向中央部近傍まで成長する場合には成分偏析が生じやすく、一方、等軸晶が生成される場合には成分偏析が生じにくいことを示している。この機構については、凝固末期において形成されるデンドライトのブリッジ現象との関連でよく説明され、すでに森ら⁹⁾によつて詳細説明がなされているので本論文では省略する。しかしながら、凝固組織のほとんど同じである水冷金型鋼塊と連铸スラブの成分偏析の程度を比べると

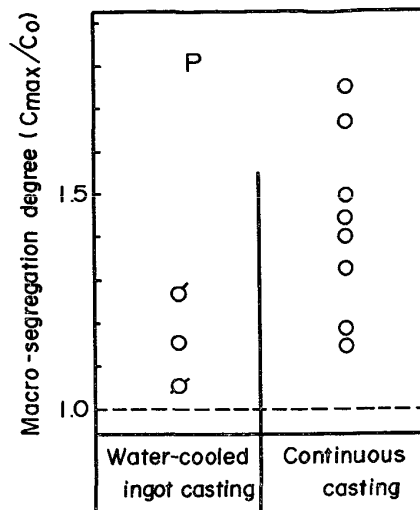


Fig. 6. Macro-segregation degree of P in water-cooled ingot casting and continuous casting. (Water-cooled ingots show ingots inclined 90° (○), 45° (□), 5° (◇) toward the horizontal plane.)

Fig. 6 に示すように、連铸スラブのほうがはるかに成分偏析は著しい。このことは、連铸スラブのように大きな溶鋼静圧の作用下でローラーエプロン内を移動しながら凝固する場合には凝固組織の影響のみで成分偏析を論ずるには無理があり、凝固組織以外にも成分偏析に大きく影響を及ぼす要因があることを示唆している。なお、Fig. 6 の縦軸に示した値は中心偏析部の成分濃化のピーク値 ($C_{\max}$) と铸塊表面近傍の柱状デンドライト域の成分濃度 (C_0) との比 $C_{\max}/C_0$ であり、便宜上マクロ偏析度と定義する。

次に連铸スラブの中心偏析部のミクロ偏析について述べる。

スラブ表面近傍の典型的な柱状デンドライト、および Photo. 4 に示した低温変態組織に代表される、中心偏析部の成分偏析の最も顕著な領域を EPMA によつて線分析し、さらに最も成分の濃縮した部分、および最も濃度の少ない部分を定量して Mn のミクロ偏析の程度を調べた。その結果を Fig. 7 に示す。なお、調査場所の凝固組織、および線分析結果の一例を Photo. 7 に示す。Fig. 7 の図中に示した数値はミクロ偏析部を線分析した際に生じる成分濃化のピーク値 ($C'_{\max}$) と凝固開始前の溶鋼の成分濃度 (C'_0) との比 $C'_{\max}/C'_0$ を表わしており、この値を便宜上ミクロ偏析度と定義すると、典型的な柱状デンドライトの樹間では Mn のミクロ偏析度は 1.1~1.3 程度であるが、低温変態組織に代表される、中心偏析部の最も成分偏析の著しい領域ではそれらは 1.3~1.8 であり、ミクロ偏析の程度も中心偏析部のほうが表皮近傍の柱状デンドライト部に比して相当大きく

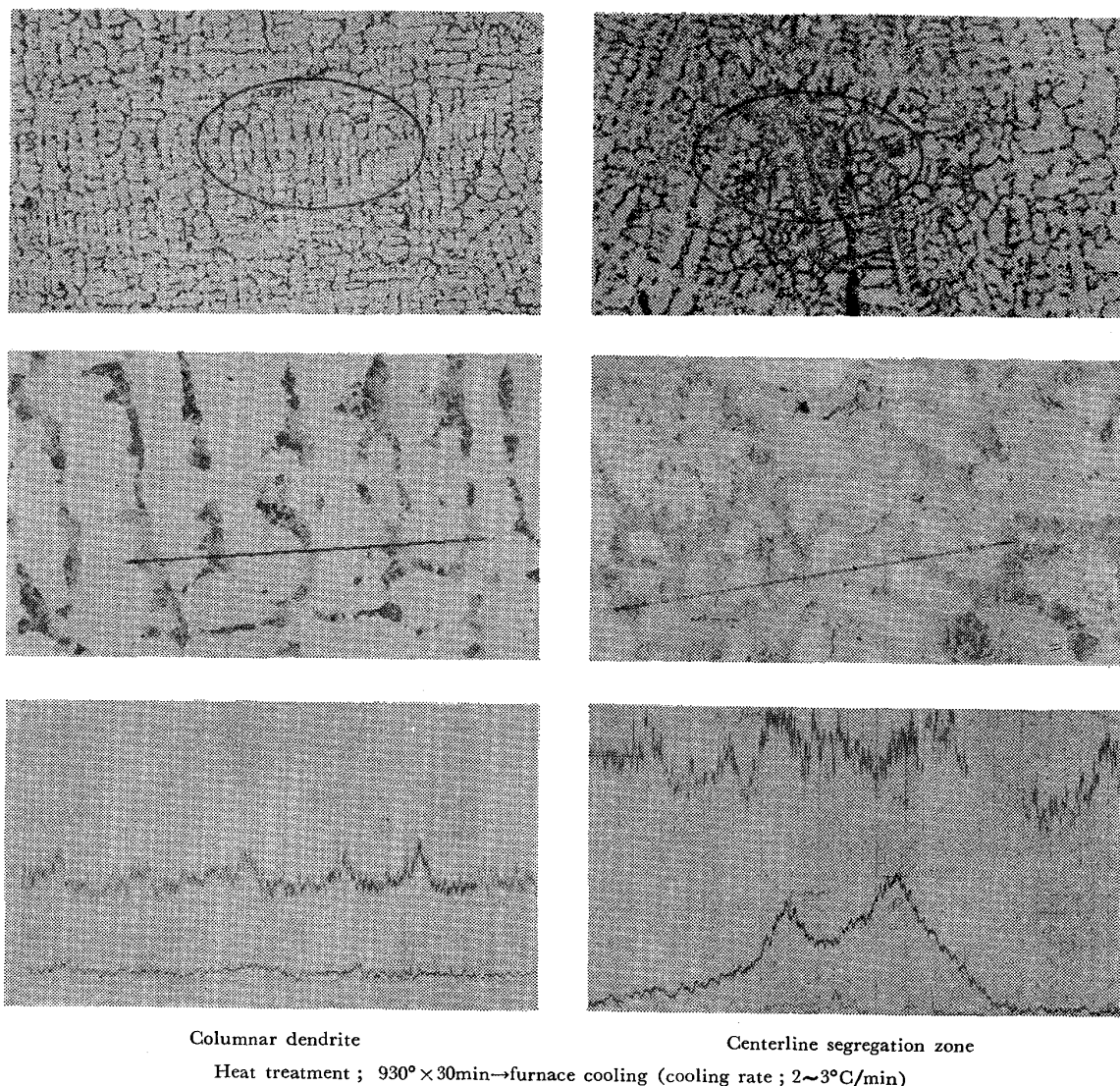


Photo. 7. Examples of microstructure and line scanning by EPMA in continuously cast slab, which is heat-treated.

(Lines in micro structure show analyzed positions by EPMA.)

Upper column : Microstructure ($\times 10$)

Middle column : Enlarged microstructure, which is scanned by EPMA ($\times 60$)

Lower column : Result of line scanning by EPMA

なっている。また、Photo. 5 に示したような中心偏析部（低温変態組織に対応）の微細なデンドライト部を EPMA で分析した結果を、典型的な柱状デンドライト部の結果と比較して Fig. 8 に示すが、微細なデンドライト部では線分析の際に生じる成分濃度のピーク値 $C'_{\max}$ 、および成分濃度の最小値 $C'_{\min}$ のいずれも典型的な柱状デンドライト部のそれらに比べて高くなっている。

上述のごとき現象は、中心偏析部ではただ単に柱状デンドライト樹間の濃化溶鋼の濃度と同一濃度の領域が広がっている¹⁰⁾ のではなく、デンドライト樹間の濃化溶鋼が集積し、その濃化溶鋼中で再び凝固が進行して

Photo. 4, 5 に代表されるような偏析の著しい小領域が生じ、それらが密集していることを示している。

3.2 連鋳スラブの中心偏析生成に及ぼす要因

すでに 3.1 項で述べたように、連鋳スラブの中心偏析の生成機構を凝固組織との関連のみで説明することは不可能であり、その生成機構を考える場合には連鋳スラブの未凝固領域（クレーター）の深さが深く、しかもローラーエプロン内を移動しながら凝固することに基づく、凝固過程でのスラブの変形といった機械的要因に着目する必要がある。そこで、この機械的要因の影響を調べるため以下に述べる調査を行った。

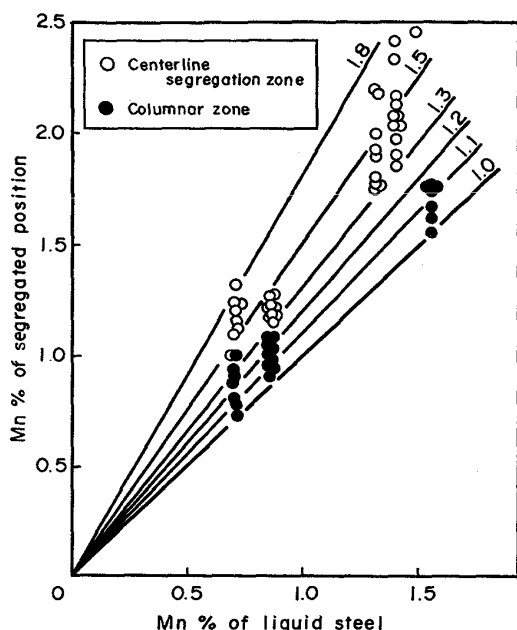


Fig. 7. Relation between the solute concentration of segregated position and the solute concentration of liquid steel in continuously cast slabs.
(Values show micro-segregation degree $C'_{\max}/C'_0$ by EPMA analysis.)

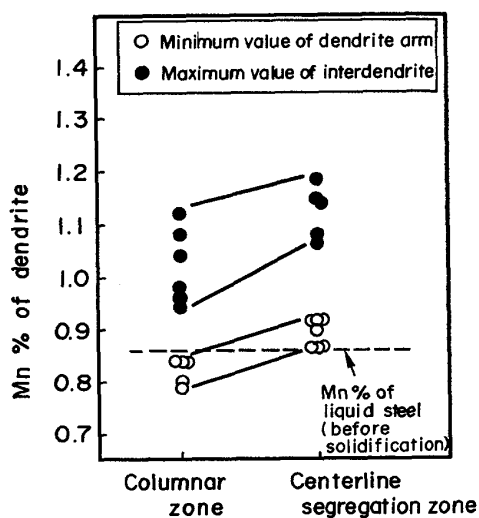


Fig. 8. Micro-segregation of dendrites in the columnar zone and the centerline segregation zone by EPMA analysis.

A. クレーター深さの異なる連铸スラブの中心偏析
スラブの厚さ方向に 3 mm ϕ ドリルで採取した試料を化学分析して成分偏析に及ぼすクレーター深さの影響を調査した。その結果を Fig. 9 に示す。クレーター深さは最終凝固位置までの鉛直方向の距離とし、凝固定数 $k=27 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1/2}$ として求めた。Fig. 9 はスラブ寸法、引抜速度、連铸機の型式、および鋼種の異なるものを一緒にして整理しているが、中心偏析部における成分

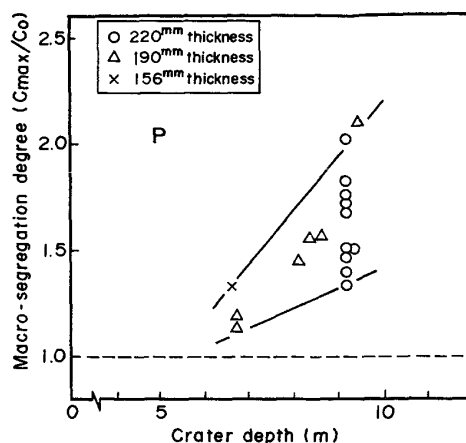


Fig. 9. Relation between macro-segregation degree of P and crater depth in continuously cast slabs which are cast on conditions of withdrawal speed 0.7~1.0 m/min, super heat 17~27°C. (3 mm ϕ drill sample)

のマクロ偏析度はこれから算出されるクレーター深さとよい相関があり、クレーター深さが深くなるにつれて成分偏析も顕著になる。

B. 静止凝固させた連铸スラブの中心偏析

鋳込み中に引抜きを停止し、二次冷却帯で静止凝固させたスラブから、そのメニスカスからの鉛直方向の距離の異なる位置で計 9 枚の供試材を採取して中心偏析の程度を調査した。なお、成分偏析の調査はスラブ厚さ方向に 1 mm 間隔で採取したシェーパー切粉試料を用いて行つた。供試材 C 断面の中心偏析近傍の成分分布を調査した結果の一例を、同一箇所のサルファープリントと対比して Fig. 10 に示す。また、Fig. 11 にマクロ偏析度とメニスカスからの距離との関係を示す。鋳込みを停止する前にすでに凝固を完了していた供試材にはシャープな、ほぼ一直線状に連続したマクロ偏析線が生じており、成分偏析も非常に顕著であるが、一方鋳込み停止前にまだ残溶鋼が 10 mm 厚以上ある供試材ではマクロ偏析線は発生している部分や発生していない部分があり、総じて鋳込み停止前に凝固を完了していた供試材のそれに比べて軽度である。しかもマクロ偏析度も小さい。

石黒ら⁷⁾は、鋳込み停止時に残溶鋼の厚さ* が 57 mm 以上ある鋳造停止スラブではその凝固組織は定常鋳造したスラブのそれと異なり、V 偏析を伴う等軸晶帯がスラブ厚さ中央部近傍に生成するが、一方鋳込み停止時に残溶鋼厚が 57 mm 以下の鋳造停止スラブでは定常鋳造したスラブと凝固組織はほぼ同一になると報告している。

* 残溶鋼厚は石黒らの文献⁷⁾で述べられている凝固式 $D=30$
 $D=30\sqrt{t}-11.8$ を用い、鋳造条件を考慮して算出した。

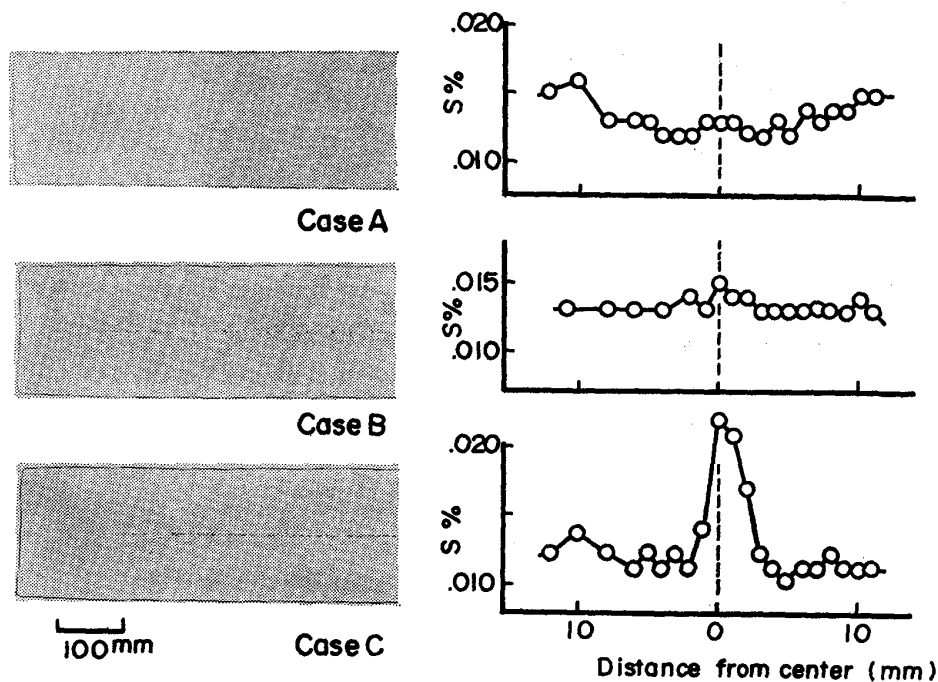


Fig. 10. Distributions of the solute concentration in relation to S-prints in the cross sections of continuously cast slabs, in which withdrawing is interrupted. Thickness of the residual liquid are 143 mm (Case A), 36 mm (Case B), 0 mm (Case C) when withdrawing is interrupted.

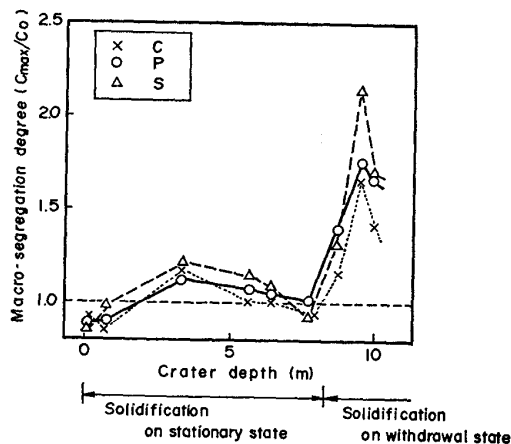


Fig. 11. Effect of solidified conditions on macro-segregation degree in continuously cast slab, in which withdrawing is interrupted.

著者らの調査結果においても、鋳込み停止時の残溶鋼厚が 36 mm 以下の鋳造停止スラブでは定常鋳造したスラブと凝固組織はほぼ同一になっている。したがって、今回調査した供試材のうちで鋳込み停止時の残溶鋼厚が 50~60 mm よりも厚いものについては中心偏析を論じる際に凝固組織の影響をも考慮する必要があるが、少なくとも、鋳込み停止時に残溶鋼の厚さが 36 mm 以下の供試材の中心偏析が定常鋳造したスラブのそれに比べて軽度であるという現象はその生成に凝固組織以外の要因が影響していることを示唆していると考えられる。

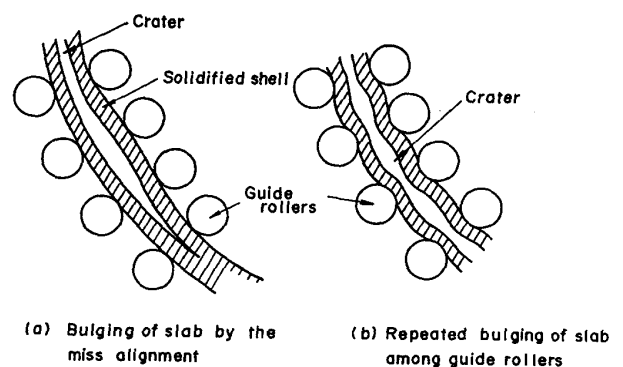


Fig. 12. Schematic picture of mechanical deformations in continuously cast slab.

3.1, 3.2 項の調査結果をもとにして連続スラブの中心偏析の生成機構を推定すると次のようになる。

連続スラブはそのクレーター深さが深く、しかもローラーエプロン内を動きながら凝固するため、その凝固過程でスラブの変形が生じやすい。凝固末期にこのようなスラブの変形が生じるとデンドライト樹間の濃化溶鋼が流動しやすくなるので、その結果凝固組織のみの影響では説明し得ない、前述のごときのシャープな中心偏析が形成されると推定される。この凝固過程でのスラブの変形がどのようなものであるかは不明であるが、模式的に Fig. 12 に示すように、(1) ロール不整によるスラブのバルジング、(2) ロール間でのスラブのバルジングのくり返し等の現象が考えられる。しかし、スラブの凝固過

程での変形が本論文で述べたようなマクロ偏析の生成にどのような影響を及ぼすかを、実験をも含めて定量的に検討すること、および連铸スラブがローラーエブロン内でどのような変形挙動をしているかを把握することが連铸スラブの中心偏析の生成機構を解明する上でぜひとも必要であり、今後に残された課題である。

4. 結 言

凝固条件の異なる扁平形状の静止鋼塊、および連铸スラブの中心偏析の実態を調査し、これらの結果を比較することにより、連铸スラブの中心偏析生成に及ぼす要因について検討した。

得られた結果は次のごとくである。

(1) 連铸スラブの中心偏析は、連铸スラブと類似の凝固組織が得られるようにした水冷金型鋼塊のそれに比べてはるかに顕著である。

(2) 連铸スラブの中心偏析はクレーター深さが深くなるにつれて顕著になる。また、二次冷却帯で静止凝固させた連铸スラブの中心偏析は軽微である。

(3) 連铸スラブの中心偏析は、ミクロポロシティ、および密集した MnS を伴った、成分偏析の顕著な小領域が不連続的に連なつて形成されている。また、この小領域では二次アーム間隔の微細なデンドライトとデンドライト形態の認められないものとが共存しており、しかもそのミクロ偏析の程度は柱状デンドライトの樹間よりもはるかに著しい。

(4) 連铸スラブの中心偏析は凝固組織のみの影響で説明することはできず、その生成には凝固末期におけるスラブの変形（ロール不整によるバルジング等）といった機械的要因が大きく関与していると推定される。

終りに、本研究の発表を許可されました住友金属工業株式会社常務取締役中央技術研究所長小田尚輝博士ならびに本研究をまとめるにあたって貴重な御助言をいただいた大阪大学産業科学研究所岡本平教授に感謝の意を表します。また、実験の遂行に協力された中央技術研究所の各位に感謝します。

文 献

- 1) 根本秀太郎, 川和高穂, 佐藤秀樹, 宮原 忍: 鉄と鋼, 58(1972), S 423
- 2) 梅田洋一, 梨和 甫, 安元邦夫, 徳田 誠: 鉄と鋼, 59(1973), S 81
- 3) 高橋忠義, 工藤昌行: 鉄と鋼, 59(1973), S 375
- 4) 垣内泰弘, 吉井 裕, 上田典弘, 白石勝紀: 鉄と鋼, 59(1973), S 378
- 5) 佐々木寛太郎, 杉谷泰夫, 石村 進: 鉄と鋼, 60(1974), S 463
- 6) 熊井 浩, 浅野鋼一, 大橋徹郎, 野村悦夫, 藤井博務: 鉄と鋼, 60(1974), p. 894
- 7) 石黒守幸, 川上公成, 伊藤雅治, 三好俊吉: 鉄と鋼, 60(1974), p. 885
- 8) 高石昭吾: 富士製鉄技報, 13(1964), p. 1
- 9) 森 久, 田中伸昌, 佐藤憲夫, 平居正純: 鉄と鋼, 57(1971), p. 263
- 10) 製鋼部会資料: 鋼 55-18(1973) (川崎製鉄(株)提出)