

論 文

UDC 621.746.047 : 669.14-412 : 620.192.43

スラブ状小鋳片の中心偏析に及ぼすバルジングの影響*

佐々木寛太郎**・杉谷 泰夫***・石村 進***

The Effect of the Bulging on the Centerline Segregation in the Experimental Continuously Cast Slabs

Kantaro SASAKI, Yasuo SUGITANI, and Susumu ISHIMURA

Synopsis:

The influence of the bulging on the formation of the centerline segregation in continuously cast slabs (CC slabs) was investigated with the following experimental method. Experimental continuously cast slabs (experimental CC slabs) with a section of 130 mm×400 mm were cast continuously to the length of 2.5 m and bulged during solidification by compressed nitrogen gas from the meniscus under various conditions.

The results obtained are summarized as follows.

- (1) The centerline segregation of the experimental CC slabs without bulging is very slight.
- (2) The degree of the centerline segregation is significantly influenced by the bulging conditions.
 - (a) The centerline segregation, nearly equal to that of the regular CC slabs, is generated by the bulging of 4~5 mm at the final stage of the solidification, where only the mashy zone remains, even if the experimental CC slab is bulged once.
 - (b) The remarkable centerline segregation is not recognized even if the bulging of 4~6 mm is repeated when the enough residual liquid remains.
 - (c) Even if the equiaxed zone is thick, the centerline segregation is generated remarkably in the case of the condition as in (a) above.
- (3) The centerline segregation, nearly equal to that of the regular CC slabs, is the result of the accumulation of the enriched interdendritic liquid with the solid fraction from zero to 0.5. The accumulation is generated by the absorption effect formed by bulging at the final stage of the solidification where only the mashy zone remains.

1. 結 言

連続鋳造スラブ（連鋳スラブ）は従来の鋼塊に比べて、その凝固条件がかなり異なっているため、板状の偏析層（中心偏析）がスラブの厚さ方向の中心部に発生しやすい。この中心偏析は連鋳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^{1)~4)}、その結果、連鋳スラブの凝固はその深いクレーターのため、大きな溶鋼静圧を受けながら動的に行われると考えるべきであり、中心偏析の生成機構に関しても、この点を考慮して、その生成には凝固末期でのバルジングを主体とする機械的な要因が深く関与しているとの説が一般的になつている^{5)~7)}。著者らも前報⁸⁾において、凝固条件の異なる扁平形

状の静止鋼塊、および連鋳スラブの中心偏析の実態を調査し、これらを比較検討することにより上述のごとき推定をした。

しかしながら、連鋳スラブの鋳込み中におけるスラブのバルジングの挙動を直接、測定することが困難なため、このバルジングが中心偏析の生成にいかなる影響を及ぼすかについては不明な点が多く、したがって中心偏析の生成機構に関しても推定の域を脱し得ないのが現状である。

本報告は、130 mm×400 mm 断面のスラブ状小鋳片を凝固途中で強制的にバルジングさせて中心偏析生成に及ぼすバルジングの影響を定量的に調査し、その結果をもとにして、その生成機構をマイクロ偏析と関連させて検

* 昭和 52 年 4 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.)

討したものである。

2. 実験方法

実験装置の概略を Fig. 1 に示す。130 mm × 400 mm 断面の水冷却銅鑄型に浸漬ノズルを介して約 1 t の溶鋼を連続的に注入し、約 0.7 m/min の速度で铸片（実験スラブと称す）を下方に引抜く。铸片の長さが約 2.5 m になった時に铸込みを中止し湯面に発熱保温剤を添加した後、铸型内場面に圧力付加用のキャップをエアシリンダーにて挿入する。また、铸込み中に若干バルジングしたスラブを pressure plate にて所定のスラブ厚さに調整する。その後、この実験スラブが所定の凝固厚さまで凝固した時、圧力付加用キャップ内に N₂ ガスを送入してスラブ内部の未凝固溶鋼を加圧し、凝固途中のスラブをバルジングさせる。この際の N₂ ガス圧力は約 2.5 kg/cm² であつて、この実験スラブのバルジングさせる部分に作用する静圧が連铸スラブのクレターエンド部分に作用する溶鋼静圧とほぼ等しくなるようにした。バルジングの方法については Fig. 1 に示した pressure plate を後退させたり、あるいは後退、前進をくり返すことによつて 1 回バルジング、あるいはくり返しバルジングを行つた。なお、くり返しバルジングの際、バルジングさせたスラブの厚さを減少させる時には、pressure plate を前進させて、ほぼ、もとのスラブ厚さになるようにした。一方、バルジング量は pressure plate の中央に取付けた差動トランスで測定した*。主な実験条件を Table 1 に示す。バルジング量：0.8～4.7 mm、バルジング時期：未凝固溶鋼の厚さ 35 mm 以下の範囲で実験を行つた。なお、実験に用いた鋼種は厚板向けの 50 キロ級鋼であり、その化学成分は Table 1 に示すとおりである。

上述のごとくして得られた各種の実験スラブを Fig. 2

Table 1. Experimental conditions.

Chemical composition (%)					Casting temperature (Super heat)	Drawing speed (m/min.)	Bulging conditions	
C	Si	Mn	P	S			Period of bulging	Magnitude of bulging*
0.16 ~0.19	0.37 ~0.46	1.36 ~1.56	0.014 ~0.024	0.012 ~0.021	20 ~ 50°C	0.6 ~ 0.8	Thickness of bulk liquid < 35 mm	0.8 ~ 4.7 mm

* Magnitude of bulging shows the summation of measured movements on both slab surfaces.

* 高温のスラブ表面に接触する差動トランスの検出棒は pressure plate の後方でスプレー冷却されている。そのため、スラブを加圧して pressure plate に密着させた状態で差動トランスの検出棒をスラブ表面と約 4 min 間接触させてその検出棒の熱膨張を測定したところ、高々 0.06 mm 程度と少なかった。したがって実際の実験時間は差動トランスの検出棒がスラブ表面に接触した状態から 2～3 min 間以内に完了しているため、後述するスラブ表面両サイドのバルジング量の合計値は 0.12 mm 以下の測定精度をもつことになり、例えば測定値が A mm であると真のバルジング量は A mm と (A-0.12) mm の間の値になる。後述するデータはすべて A の値で表示している。

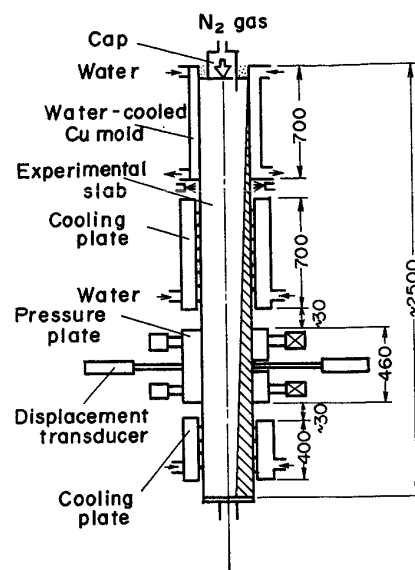


Fig. 1. Experimental apparatus.

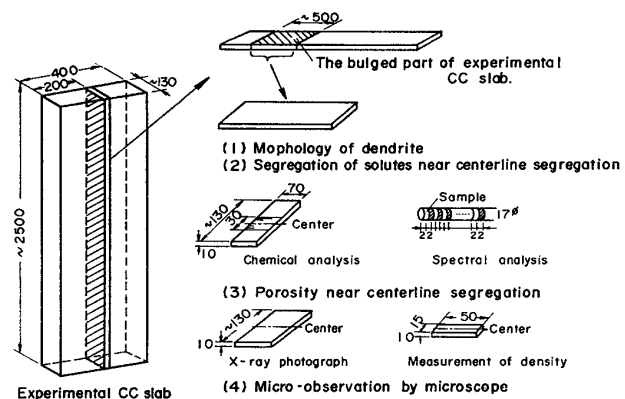
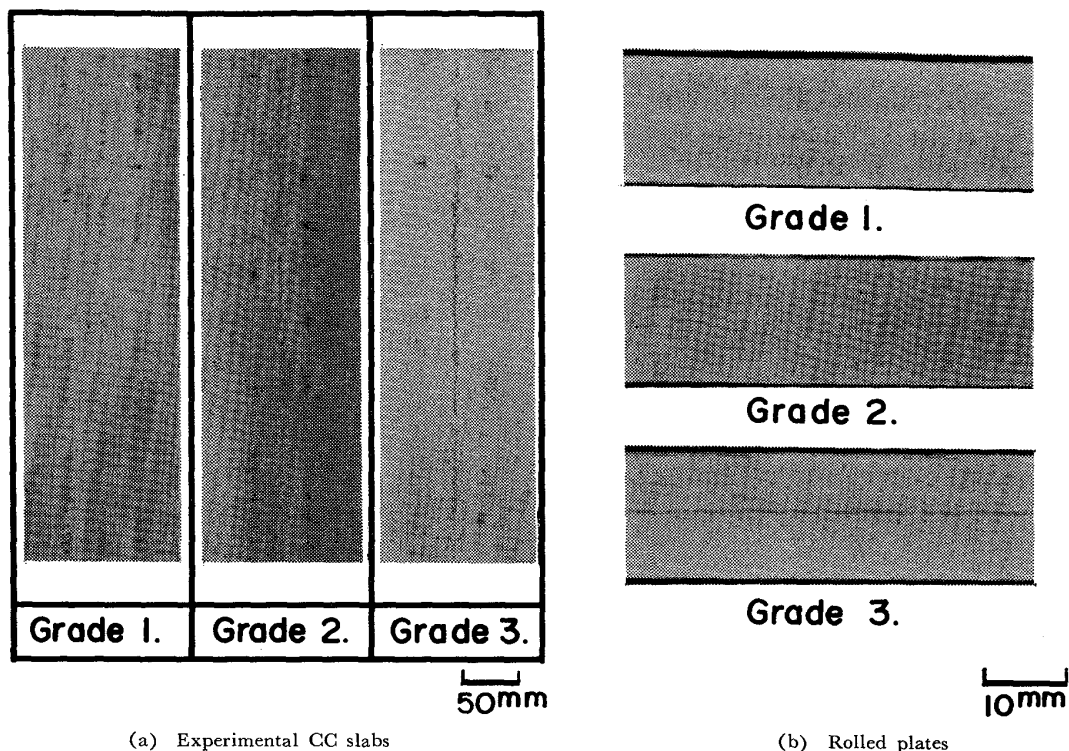


Fig. 2. Testing methods of experimental CC slabs.

に示すように、その幅方向中央部で縦断し、その縦断面をサルファープリント、および 10% 硝酸水溶液でマクロ腐食して中心偏析線の発生状況を観察した。Fig. 1 に示した pressure plate の部分に対応する铸片部から試料を切出して、その部分の凝固組織をピクリン酸飽和水溶液で顕出させると共に中心偏析部の成分偏析を調べるために中心偏析部を含む 30 mm 幅の領域から铸片の厚さ方向に 1 mm 間隔でシェーパーによつて切粉試料を採取して C, Mn, P の化学分析を行つた。また、铸片の中心偏析部のミクロポロシティを調べるために中心偏析部より 10 mm 厚の試片を切出し、X線透過撮影、および比重測定をしてポロシティの分布、ならびに量を調べた。なお、铸片の厚さ方向全域の成分分布は 17 mm φ 棒をその厚さ方向から切出し、それを 2 mm 間隔で分光分析して調査した。一方、実験スラブの中心偏析が圧延した際にどのような形態になるかを調べるために、Fig. 1 の pressure plate 部に対応する铸片を圧延して



(a) Experimental CC slabs

(b) Rolled plates

Photo. 1. Segregation grades of experimental CC slabs.

16mm厚の厚板を作り、その断面を塩化銅アンモン飽和水溶液で腐食してその偏析線の発生状況を調べ、さらに顕微鏡、および EPMA にてその偏析部の結晶組織、およびミクロ偏析を調査した。なお、圧延の際の条件は連铸スラブの圧延条件とほぼ同一になるように 930°C に加熱保持した実験スラブを圧延して、その仕上げ温度が 800~850°C になるようにした。

3. 実験結果

3.1 中心偏析の発生状況

実験スラブの中心偏析の発生状況は鑄込条件によつて著しく異なるので、便宜上 Photo. 1 に示すように、その発生状況を3段階に層別した。

偏析グレード1……非常に軽度なマクロ偏析

偏析グレード2……直線状に見えるが、連続していないマクロ偏析

偏析グレード3……直線状に連続したシャープなマクロ偏析

なお、Photo. 1(a)、および(b)はそれぞれ実験スラブの中心偏析、および実験スラブを圧延して得た厚板の中心偏析の発生状況を示している。

Fig. 3 に上述の偏析グレード 1.~3. に対応する中心偏析部近傍の成分分布の一例を示すが、偏析グレード1.のものはほとんど成分偏析が認められないのに対し、偏

析グレード3.のものはスラブ厚中央部に顕著な成分偏析のピークが生じており、この成分偏析の程度は、Photo. 1 に示した中心偏析線の発生状況とよい対応を示している。

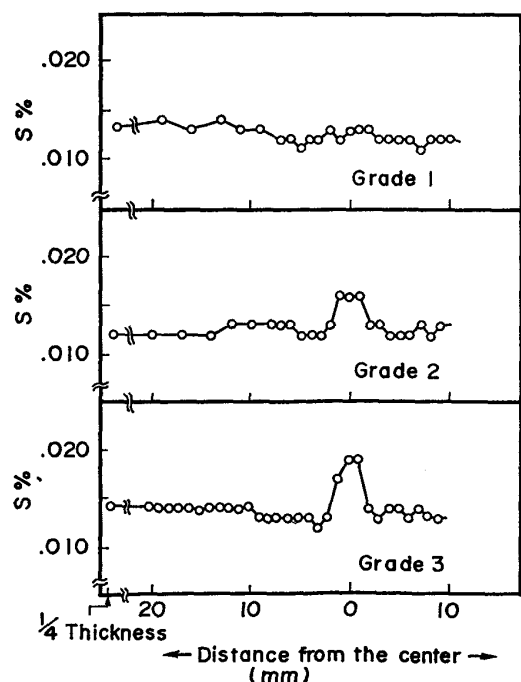


Fig. 3. Distribution of solute in various segregation grades.

鑄込条件の異なる実験スラブの中心偏析の発生状況を上述の偏析グレードで整理した結果を Fig. 4 に示す。バルジングさせなかつた実験スラブはすべてのヒートが偏析グレード1.でほとんど中心偏析は認められないが、一方バルジングさせた実験スラブは偏析グレード 1. か

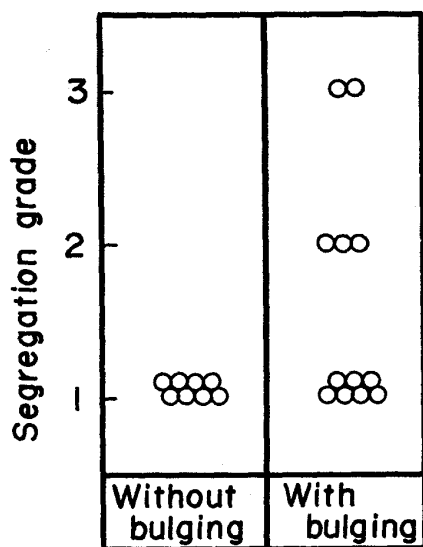


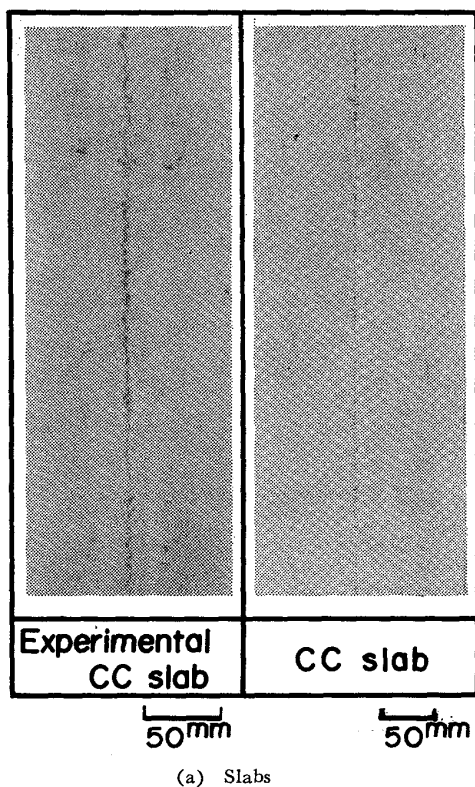
Fig. 4. Segregation grades in various experimental CC slabs.
(number of symbol ○ shows number of heat)

ら偏析グレード 3. まで各種のものが得られており、バルジング条件によっては顕著な中心偏析が発生するのがわかる。

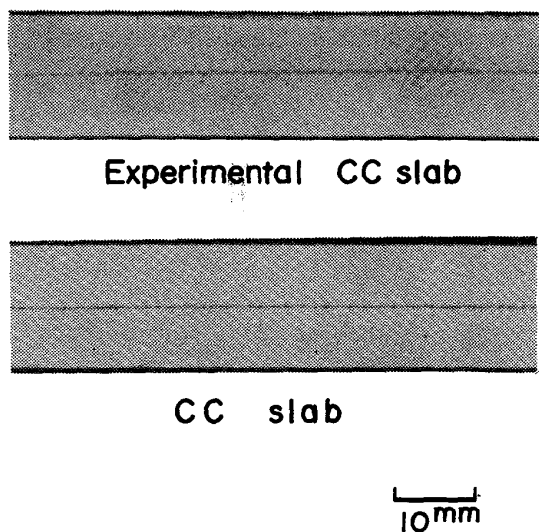
この偏析グレード3.の中心偏析が連鑄スラブの中心偏析と同等と考え得るかどうかは中心偏析の生成機構を考える上で重要な問題であるので、偏析グレードとバルジング条件との関係を述べる前に、まずこの問題について比較検討を行う。

連鑄スラブの中心偏析の実態については前報⁹⁾で詳細に報告したが、連鑄スラブの中心偏析もその鑄込条件によつて種々の形態をとるため、上述の偏析グレード3.の実験スラブと比較する連鑄スラブは中心偏析の最も顕著であるものを選んだ。

偏析グレード3.の実験スラブと連鑄スラブの中心偏析線の発生状況を Photo. 2 に比較して示す。また Photo. 2 にはこれらのスラブを圧延して得た厚板の偏析線の発生状況をも示している。偏析グレード3.の実験スラブの偏析線の現われ方はスラブ、および厚板においても連鑄スラブのそれと酷似している。Fig. 5 に中心偏析部近傍の成分分布の比較を示すが、いずれのスラブも共に中心偏析部でシャープな成分濃化が生じており、それに隣接した領域で成分が負偏析している。また成分のマクロ偏析度も実験スラブと連鑄スラブとでは大差ないことがわ



(a) Slabs



(b) Rolled plates

Photo. 2. Comparisons of the centerline segregation in experimental CC slab (grade 3) and CC slab.

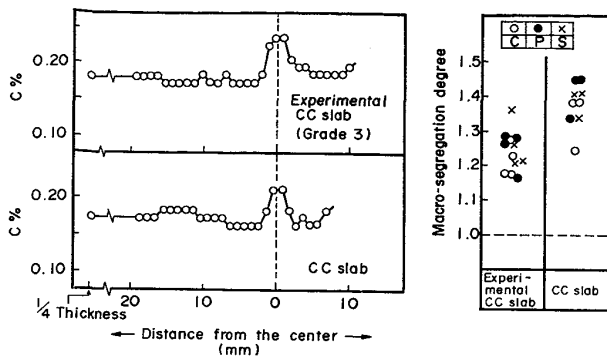


Fig. 5. Segregation of solutes in centerline segregation zone.

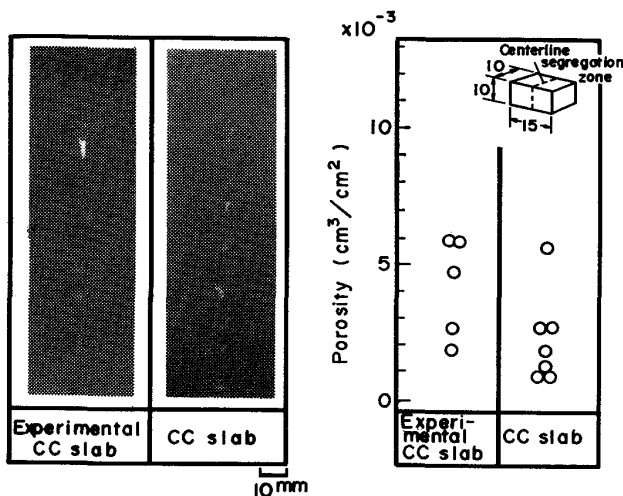


Fig. 6. Porosity near the centerline segregation.

かる。(しかし、どちらかといえば、連铸スラブの成分偏析のほうが実験スラブのそれに比べてわずか大きくなっている。)

中心偏析部近傍のポロシティの発生状況を Fig. 6 に示すが、両者の間に大きな差は認められない。なお、Fig. 6 に示したポロシティ量は 10 mm 厚×15 mm 幅×L cm 長の供試材を水中で比重測定して、その試料中に占めるポロシティの全体積を求め、その値を L で除したものである。したがって、その値は図中に示した形状の試料当たりのポロシティの体積を表わすことになり、換言すると、板状の中心偏析部の単位面積当たりのポロシティ量となる。このポロシティ量の算出は次式で行った。

$$v = \frac{1}{L \times 1} \left\{ \frac{M - M_w}{\rho_w} - \frac{M}{\rho_{Fe}} \right\} \\ = \frac{1}{L} \left\{ \frac{M - M_w}{\rho_w} - \frac{M}{\rho_{Fe}} \right\} \quad (\text{cm}^3/\text{cm}^2) \quad \dots (1)$$

ここで、L: 測定試料長さ (cm)、M: 試料の大気中の質量 (g)、 M_w : 試料の水中での質量 (g)、 ρ_w : 水の密度 (g/cm³)、 ρ_{Fe} : 試料の健全部 (ポロシティの

存在しない部分) の密度 (g/cm³)、さらに、実験スラブを圧延して得た厚板の中心偏析部には前報⁹⁾で詳述したごとのマルテンサイト、ベイナイトの低温変態組織が多数観察され、その部分のミクロ偏析の程度も連铸材とほぼ同一である。

このように、本実験で得られた偏析グレード3.の中心偏析は連铸スラブの顕著な中心偏析とほぼ同一であると考えられる。

3.2 中心偏析生成に及ぼすバルジング条件の影響

バルジング量は差動トランスで測定したが、その量はスラブ表面両サイドのバルジング量を合計したものである。測定結果の一例を Fig. 7 に示す。また、バルジング時の残溶鋼の厚さは次の方法で計算した伝熱計算結果を用いて求めた。

- ①強制的に溶鋼排出したスラブの凝固殻の厚さ。
- ②铸込み中に若干バルジングしたスラブを铸込み後、所定のスラブ厚さに調整する際にバルク溶鋼が流動するが、この流動によつて生じる負偏析帯の発生位置。

これらの両方を測定し、この測定値を一次元伝熱計算結果が満足するように熱伝達係数、およびスラブの面している外気温度を選んだ。伝熱計算時に用いた熱伝達係数 h_t 、およびスラブの面している外気温度 θ_A は、(イ) 铸型内: $h_t = 750 \text{ k cal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$ 、 $\theta_A = 200^\circ\text{C}$ 、(ロ) スプレー帯: $h_t = 800 \text{ k cal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$ 、 $\theta_A = 25^\circ\text{C}$ 、(ハ) 放冷帯*: $h_t = 200 \text{ k cal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$ 、 $\theta_A = 25^\circ\text{C}$ である。Fig. 8 に実測値と伝熱計算結果との対応を示す。なお、伝熱計算に当たっては2項で述べた負偏析帯が、その領域の成分偏析の調査より凝固遷移層の固相率 0.1~0.15 に対応する樹間を洗浄した結果生じたことがわかったのでこの

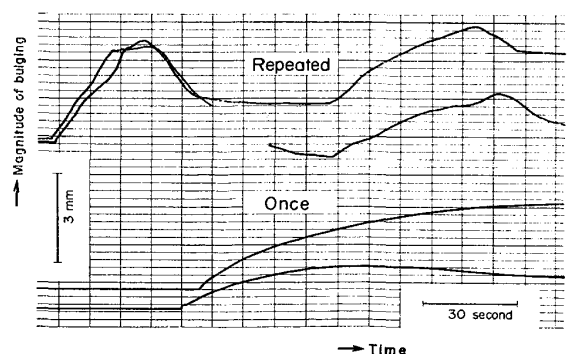


Fig. 7. Measurement result of magnitude of bulging by displacement transducers.

* 放冷帯は、スラブが pressure plate の前面をスプレー冷却なしに通過し、その後 pressure plate と接触するまでのいわゆる外気と接している場合とスラブが pressure plate に接触している場合との両者を含んでいる。したがって、 $h_t = 200 \text{ kcal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$ 、 $\theta_A = 25^\circ\text{C}$ は見掛け上の値を示していることになる。

Table 2. Experimental results.

Frequency of bulging	Period of bulging (thickness of bulk liquid)	Magnitude of bulging (mm)	Speed of bulging (mm/min)		Segregation grade
			max.	mean	
2	7.5~33.5 mm	6.3, 4.6	16.9	15.0, 9.2	Grade 1
1	> 6.3 mm	2.0~4.1	6.1~17.3	3.0~12.3	Grade 1
	solid fraction* < 0.08	0.9~0.95	5.5~6.3	1.6~5.0	Grade 1
	4.2 mm	2.3	4.0	2.8	Grade 2
	solid fraction* < 0.04	0.8~1.8	1.5	1.4	Grade 2
	solid fraction* < 0.04	4.1~4.7	6.5~9.0	3.1~4.0	Grade 3

* Solid fraction at the center of the slab.

点を考慮した¹⁰⁾. また伝熱計算時の液相線¹¹⁾, 固相線¹²⁾はそれぞれ 1510°C, 1474°C とした. 一方, バルジグ速度については Fig. 7 に示したチャートを用いて, バルジグ開始から終了までの時間でバルジグ量を除して平均バルジグ速度, およびバルジグしている期間での最大バルジグ速度を求めた.

上述したバルジグ条件と実験スラブの偏析グレードとの関係を一括して Table 2 に示す. また, Fig. 9 にバルジグを一回させた場合の偏析グレードに及ぼすバルジグ条件の影響を示す. 図中に示した矢印の根元はバルジグ開始時の残溶鋼の厚さを示しており, 一方, 矢印の先端はバルジグ終了時のそれを示している. これらの結果を要約すると

(1) 残溶鋼がほとんどなくなり, 凝固遷移層のみが残っている凝固末期に 4~5 mm バルジグさせると, 連铸スラブの顕著な中心偏析とほぼ同等な偏析グレード 3. の中心偏析が発生する.

(2) 凝固遷移層のみが残っている凝固末期でもバルジグ量が 1~2 mm と少ない場合には偏析グレード 1.~2. となり, 中心偏析は軽度である.

(3) 残溶鋼が 10 mm 以上残っている時期に数 mm のバルジグをくり返しても中心偏析はほとんど発生しない. また, Photo. 3 に一例を示すように

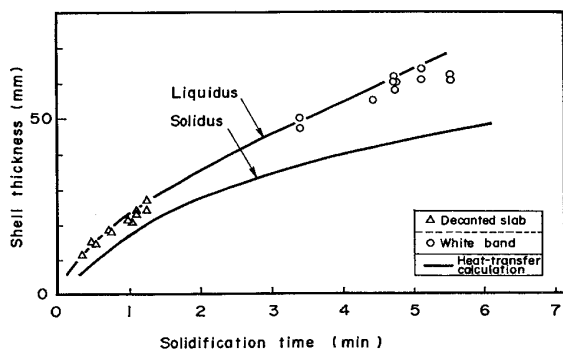


Fig. 8. Relation between shell thickness and solidification time.

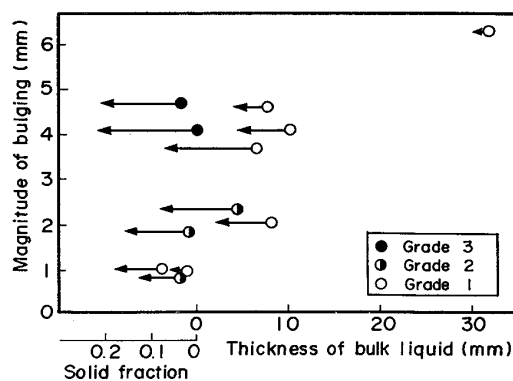


Fig. 9. Effect of bulging conditions on segregation grades in experimental CC slabs.
(Arrow feet : Starting time of bulging)
(Arrow tips : Finished time of bulging)

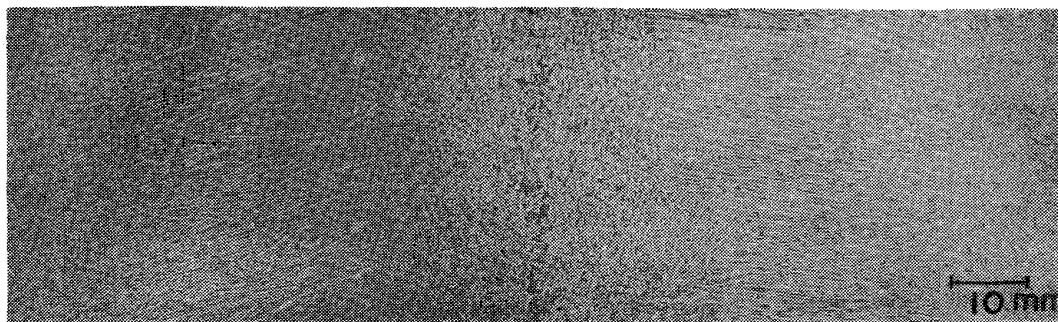


Photo. 3. Solidification structure near remarkable centerline segregation in experimental CC slab.

(4)凝固遷移層のみが残っている凝固末期に数 mm バルジングさせると、等軸晶の厚さが厚くても、それに関係なく偏析グレード3.の中心偏析となる。

4. 検 討

4.1 溶鋼流動に及ぼすバルジングの影響

マクロ偏析の生成には、バルク溶鋼の流動に基づく凝固遷移層の洗浄が大きな影響を及ぼすことがわかっている。そこで、このバルク溶鋼の流動に着目して、これに及ぼすバルジング、および凝固収縮の影響を検討し、3.項で前述した実験結果の妥当性を定性的に考察する。なお、バルク溶鋼の流動に関しては、その流動速度に着目するケースが多いが、本節では、その流動速度と流動時間とを掛け合せた、いわゆる溶鋼の移動距離に着目して実験結果を検討する。

今、実験スラブが、バルジングを開始して t 時間経過した後に Fig. 10 に模式的に示すような断面変化を受けていると仮定して、図中に示した場所 A を通過する溶鋼の移動距離 Γ を求める。この溶鋼の移動距離 Γ は、時間 t での溶鋼の流速 U_t に単位時間を掛け、それらの値を実験スラブがバルジングしている間ですべて加算したものであり、次式で定義される。

$$\Gamma = \int_0^{t_f} U_t dt \quad (2)$$

t_f : バルジングに要した時間

なお、Fig. 10 に示したモデルでは、凝固界面は平滑で、しかも断面内では溶鋼の流速は均一だと仮定する。

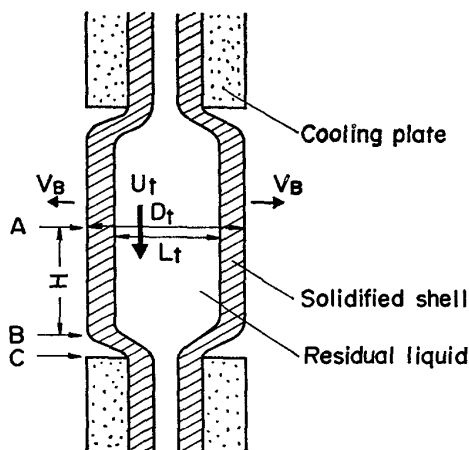


Fig. 10. Schematic diagram of bulging on experimental slab.

D_t : Thickness of slab at time t

L_t : Thickness of residual liquid at time t

U_t : Velocity of residual liquid at time t

V_B : Speed of bulging at time t

H : Distance between A and B

Fig. 1 に示した寸法からわかるように、図中の B—C 間では、その長さが約 30 mm と短い上にスラブの断面変化も小さいのでこの領域での断面変化は無視できるとし、また、A—B 間のスラブは Fig. 1 に示した pressure plate で押えられているのでその領域での断面変化は等しいとした。

バルジングを開始して t 時間経過した時の、断面 A における単位時間内の物質収支を考えると、そこでの残溶鋼の移動速度 U_t は

$$U_t = \frac{H}{aT^2 + bT + c} \left(2v_B + k \cdot \frac{4V}{1 - 4V} \cdot \frac{1}{T} \right) \times 10^{-3} \text{ (m/min)} \quad (3)$$

$$a = 2v_B$$

$$b = -2k$$

$$c = D_0 + 2A - \frac{2v_B}{k^2} \left(\frac{D_0 - L_0}{2} + A \right)^2$$

$$T = \sqrt{t + t_0}$$

となる。ただし

H : A—B 間の距離 (mm)

$4V$: 凝固収縮率

v_B : バルジング速度 (mm/min)

D_0 : バルジング開始時のスラブ厚 (mm)

L_0 : バルジング開始時の残溶鋼厚 (mm)

k : 凝固定数 (mm/min^{1/2})

A : 凝固厚 $= k$ 凝固時間 $- A$ で示される凝固厚さの補正項 (mm)

t_0 : 場所 A での、バルジング開始までの凝固時間 (min)

t : バルジング開始後の経過時間 (min)

(3)式に含まれている $aT^2 + bT + c$ は時間 t での残溶鋼厚さを示しているのので (3) 式の計算に当たっては $aT^2 + bT + c > 0$ でなければならない。

(3)式を用いて、場所 A を通過する溶鋼の移動距離 Γ を求めると

$$\Gamma = \begin{cases} \text{(i)} & \alpha = b^2 - 4ac > 0 \text{ のとき} \\ H \left\{ \ln \frac{aT_f^2 + bT_f + c}{aT_0^2 + bT_0 + c} + 2k \cdot \frac{1}{1 - 4V} \cdot \frac{1}{\sqrt{\alpha}} \ln \left(\frac{2aT_f + b - \sqrt{\alpha}}{2aT_f + b + \sqrt{\alpha}} \times \frac{2aT_0 + b + \sqrt{\alpha}}{2aT_0 + b - \sqrt{\alpha}} \right) \right\} \times 10^{-3} \\ \text{(m/min)} \end{cases} \quad (4)$$

$$\Gamma = \begin{cases} \text{(ii)} & \alpha = b^2 - 4ac < 0 \text{ のとき} \\ H \left\{ \ln \frac{aT_f^2 + bT_f + c}{aT_0^2 + bT_0 + c} + 2k \cdot \frac{1}{1 - 4V} \cdot \frac{2}{\sqrt{|\alpha|}} \left(\tan^{-1} \frac{2aT_f + b}{\sqrt{|\alpha|}} - \tan^{-1} \frac{2aT_0 + b}{\sqrt{|\alpha|}} \right) \right\} \times 10^{-3} \\ \text{(m/min)} \end{cases} \quad (5)$$

$$T_0 = \frac{1}{k} \left(\frac{D_0 - L_0}{2} + A \right)$$

$$T_f = \sqrt{\frac{D_f - D_0}{2v_B} + \frac{1}{k^2} \left(\frac{D_0 - L_0}{2} + A \right)^2}$$

となる。ただし、 D_f ：バルジング完了時のスラブ厚(mm)

(4)，(5)式を用いて，場所Aでの残溶鋼の移動距離 Γ に及ぼすバルジング量 $D_f - D_0$ ，および残溶鋼厚さ L_0 の影響を求めると Fig. 11 のようになる。ただし，計算に当たっては $v_B = 5 \text{ mm/min}$ ， $H = 230 \text{ mm}$ ， $D_0 = 130 \text{ mm}$ ， $\Delta V = 0.04$ とした。また，Fig. 8 より凝固式を求めたところ， $k = 28 \text{ mm/min}^{1/2}$ ， $A = 5 \text{ mm}$ を得た。この結果によると，残溶鋼厚さ L_0 が非常に小さい時に 5 mm 程度バルジングすると Γ が著しく大きくなるのに対して， L_0 が大きい場合には 5 mm 程度バルジングしても Γ は非常に小さく，ほとんど無視し得る。この計算結果は前述した実験結果と定性的により対応を示している。なお，今回の実験では，Table 2 に示したように，各実験ヒート（バルジングを 1 回行つた実験）においてバルジング速度が多少異なっているが，この程度の差であれば，溶鋼の移動距離 Γ は，傾向的には Fig. 11 の結果と同じになる。

(4)，(5)式を用いて， $\Delta V = 0$ ， $\Delta V = 0.04$ のそれぞれの場合の計算を行い，残溶鋼の移動距離 Γ に及ぼす凝固収縮 ΔV の影響を求めたところ，その結果を Fig. 12 にバルジング量 $D_f - D_0$ の影響と共に示すように， Γ に及ぼす凝固収縮 ΔV の影響はバルジング量 $D_f - D_0$ のそれに比べて非常に小さく無視しても差しつかえないと考えられる。このことは 3. 項で前述したように，凝固収縮のみの影響を調査した非バルジングの実験スラブにほとんどマクロ偏析が生じていないという現象とよく一致している。しかし，ここでいう凝固収縮とは Fig. 10 に示した凝固殻のみの凝固収縮を表わしており，前報⁸⁾で報告したようなデンドライトのブリッジ現象の影響は考慮していない。

本項では，マクロ偏析の生成に及ぼすバルク溶鋼の流動の影響として溶鋼の移動距離 Γ のみに着目して検討したが，本来ならば，移動距離と共に流動速度を加味した検討が必要と考えられる。しかしながら，上述の検討ではバルジング速度一定として解析しているので残溶鋼厚さ L_0 等の条件が同じならばバルジング量が異なる場合，そのバルジングが起こっている間では両者で溶鋼の流動速度は等しくなるので定性的なマクロ偏析の解析には本項で述べた方法で十分だと考えられる。

4.2 中心偏析の生成機構

3. 項の実験結果，および 4.1 項の検討により，実験ス

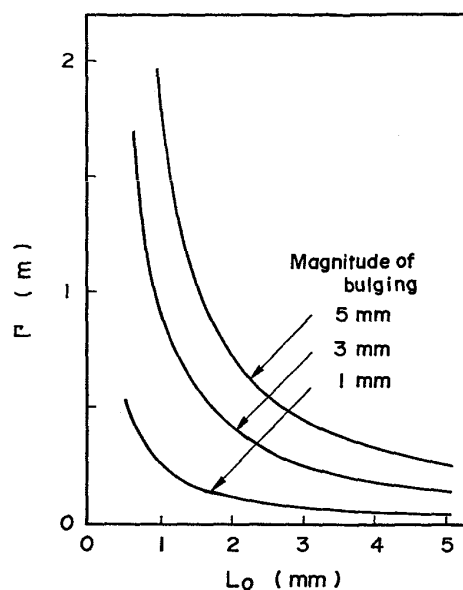


Fig. 11. Effect of bulging on travelling distance of residual liquid.
(Speed of bulging : 5 mm/min.)
($\Delta V = 0.04$)

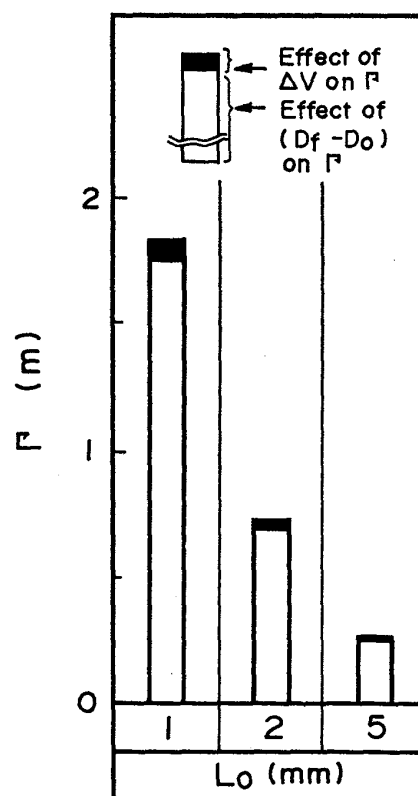


Fig. 12. Effect of bulging and solidification shrinkage on travelling distance of residual liquid.
(Magnitude of bulging : 5 mm)
(Speed of bulging : 5 mm/min)
($\Delta V = 0.04$)

ラブの顕著な中心偏析の生成には凝固末期でのバルジングによる急激な断面変化が大きな要因になつてゐることが判明した。この実験事実より、中心偏析の生成には、凝固末期におけるデンドライト樹間の濃化溶鋼の流動、集積が大きく関与していると考え、その生成機構をデンドライト樹間のマイクロ偏析との関連で検討する。なお、本節では連铸スラブに生じる顕著な中心偏析とほぼ同等である偏析グレード3の実験スラブのみに着目して、その偏析がどのような機構で生じるかについて検討する。

デンドライト樹間での溶質成分の濃化は PFANN の式¹³⁾に従うとして Fig. 13 に示すような凝固モデルを考える。すなわち、凝固末期になつてバルクの溶鋼がなくなり、凝固遷移層のみが存在するようになった時期にバルジングが生じ、その結果、固相率 f_0 から f までの領域に対応するデンドライト樹間の濃化溶鋼が混合して、その混合したものがマクロ偏析になるとする。 f_0 は凝固最先端部での固相率を示している。なお、本凝固モデルでは、Fig. 13 に示したデンドライトは紙面に垂直な方向において無限に連続しているのではなく部分的に切れていて、Fig. 13 のようにデンドライトが入り組んでも溶鋼静圧がデンドライト樹間の濃化溶鋼に作用するとし、さらに Fig. 13 に示した紙面に垂直な方向での部分的なデンドライトのとぎれはデンドライト全体からみればその占める領域が非常に小さいので溶質の樹間での分布においてデンドライトが紙面に垂直方向でとぎれていない場合と同一であると仮定している。

PFANN の式より、デンドライト樹間の液相濃度 C_L は、

$$C_L = C_0(1-f)^{k_0-1} \quad \dots\dots\dots (6)$$

C_0 : バルク溶鋼の成分濃度, f : 凝固遷移層での固相率, k_0 : 平衡分配係数

となるので、固相率 f_0 から f までの領域に対応するデンドライト樹間の全溶質量 M_D は、 $l_D - l_N \equiv l_M$ とすると

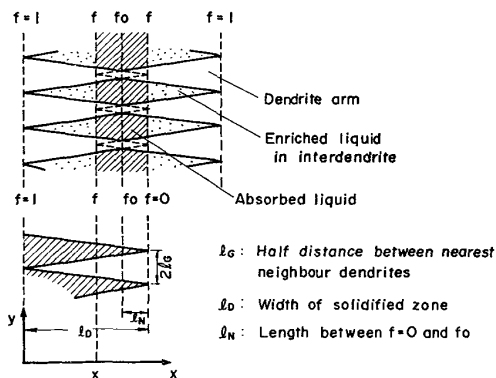


Fig. 13. Solidification model.

$$M_D = \frac{C_0}{k_0+1} l_G \{l_M(1-f_0)^{k_0} - l_D(1-f)^{k_0+1}\} \quad \dots\dots\dots (7)$$

となる。ここで、 l_D は凝固遷移層の長さ、 l_N は固相率 f_0 と固相率零との間の距離、 l_G は一次デンドライトの主軸間距離の 1/2 である。一方、混合の行われる全容積 V_D は

$$V_D = \frac{1}{2} \cdot \frac{l_G}{l_D} \cdot \{l_M + l_D(1-f)\} \{l_M - l_D(1-f)\} \quad \dots\dots\dots (8)$$

となる。(7)、(8)よりバルジングによつて混合が行われた後の平均成分 $\bar{C}_L$ は

$$\bar{C}_L = \frac{M_D}{V_D} = C_0 \cdot \frac{2}{k_0+1} \cdot \frac{\beta^{k_0+1} - (1-f)^{k_0+1}}{\beta^2 - (1-f)^2} \quad \dots\dots\dots (9)$$

$\beta = 1 - f_0$

となる。(9)式は固相率 f_0 から f までの領域に対応するデンドライト樹間の濃化溶鋼が一回のバルジングにより混合した場合のマクロ偏析の程度を表わしている。 β は凝固最先端部の液相率である。

(9)式を用いて、中心偏析部のマクロ偏析度 $\bar{C}_L/C_0$ を計算した結果を Fig. 14 に示す。この場合の k_0 の値としては、 $k_0^0 = k_0^F = 0.20$ ¹⁴⁾¹⁵⁾とした。また、Fig. 14 中には3.項で得られた実験結果のうちで偏析グレード3の実験スラブの中心偏析部における成分偏析の程度をもその際の凝固最先端部の液相率 β と共に示している。なお、偏析グレード3の実験スラブの β の値は Fig. 9 に示したバルジング開始時の凝固最先端部の固相率 (凝固遷移

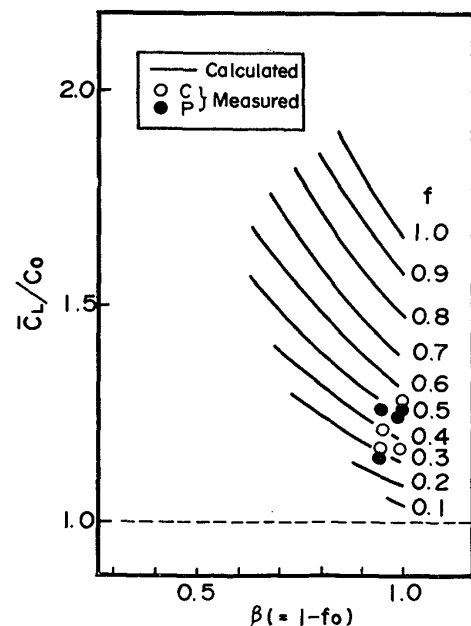


Fig. 14. Segregation of solutes in centerline segregation zone.
 ($k_0^0 = k_0^F = 0.2$)

層のみが残存する場合) から算出した。偏析グレード3. の実験スラブの中心偏析は、凝固末期になつて凝固遷移層のみが存在するような時期に、固相率にして 0 から 0.5 相当の領域に対応するデンドライト樹間の濃化溶鋼がバルジングによつて吸引集積したものと考えられる。

5. 結 言

130 mm × 400 mm 断面のスラブ状小鋳片を種々の条件下で強制的にバルジングさせて中心偏析生成に及ぼすバルジングの影響を調査し、その結果をもとにしてその生成機構を検討した結果、次のことが判明した。

(1) バルジングをさせないスラブでは中心偏析はほとんど発生しない。

(2) バルジングさせたスラブの中心偏析の発生状況はバルジング条件の影響を大きく受ける。

a. 残溶鋼がほとんどなくなつた凝固末期に数 mm バルジングさせるとそれが一回のバルジングであつても顕著な中心偏析が発生する。この中心偏析は偏析線の発生状況、成分偏析等において連铸スラブのシャープな中心偏析とはほぼ同等である。

b. 残溶鋼厚さが厚い時期に数 mm のバルジングをくり返しても顕著な中心偏析は生じない。

c. 等軸晶領域の厚さが厚くても、上記 a. 項のごときバルジングが生じると連铸スラブなみの顕著な中心偏析が生じる。

(3) 実験スラブに認められた、連铸スラブなみの顕著な中心偏析は、凝固遷移層のみが残存するような凝固末期に凝固遷移層の固相率が 0 から 0.5 相当までの領域に対応するデンドライト樹間の濃化溶鋼がバルジングによつて吸引集積したものと推定される。

終わりに、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つ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) 垣生泰弘, 吉井 裕, 上田典弘, 白石勝紀: 鉄と鋼, 59(1973), S 378
- 4) 佐々木寛太郎, 杉谷泰夫, 石村 進: 鉄と鋼, 60(1974), S 463
- 5) 高橋忠義, 工藤昌行: 鉄と鋼, 59(1973), S 375
- 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) 高石昭吾, 小舞忠信, 野呂克彦, 秋田靖博: 鉄と鋼, 60(1974), p. 915
- 8) 佐々木寛太郎, 杉谷泰夫, 石村 進: 鉄と鋼, 66(1980), p. 42
- 9) 白岩俊男, 藤野允克, 杉谷泰夫, 石村 進, 山中和夫, 原田武男: 鉄と鋼, 64(1978), p. 411
- 10) 佐々木寛太郎, 杉谷泰夫, 石村 進: 鉄と鋼, 65(1979), p. 60
- 11) 平居正純, 金丸和雄, 森 久, 日本学術振興会第 19 委8837 (1968)
- 12) 鈴木 章, 鈴木 武, 長岡 豊, 岩田至弘: 日本金属学会誌, 32(1968), p. 1301
- 13) W. G. PFANN: Trans. Met. Soc. AIME, 194 (1952), p. 747
- 14) F. OETERS, K. RÜTTIGER, A. DIENER, and G. ZAHN: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969), p. 603
- 15) R. L. SMITH, and J. L. RUTHERFORD: J. Metals, 9 (1957), p. 478