

論 文

UDC 621.764.27.047 : 620.18 : 620.192.4 : 536.421.4

連続鑄造鑄片における中心偏析の生成機構*

高石 昭吾**・小舞 忠信***・野呂 克彦***・秋田 靖博***

On the Formation of Centerline Segregation in Continuous—Cast Slab

Shōgo TAKAISHI, Tadanobu KOMAI, Katsuhiko NORO, and Yasuhiro AKITA

Synopsis:

The formation mechanism of the centerline segregation of the slabs casted by the curved mold type continuous casting machine, are investigated by means of sulfur—print, X—ray photograph, specific gravity measurement, chemical analysis and EPMA. The results are summarized as follows:

- (1) The degree of the centerline segregation can be closely related to the macro—structures of slabs, which are represented by the width of columnar zone and bulging.
- (2) The centerline segregation is caused by the accumulation of the microsegregated liquid steel in the interdendrite owing to bulging or bridging at the end of solidification.
- (3) The degree of the centerline segregation can be estimated by the volume fraction of the accumulated portion, because the chemical compositions of the enriched portion are constant independently to the different types of solidification.
- (4) Elements such as S, P, N, Mn and Si have the same tendency of macro—segregation, which can be explained by the micro—segregation.
- (5) The macro—structure shows the tendency of the accumulation of the enriched liquid.
- (6) The formation model of the centerline segregation is proposed.

(Received Dec. 10, 1973)

1. 緒 言

連続鑄造技術の発達は目ざましく、その生産量は近年急激に増加し、製造可能な鋼種も技術の進歩とともに逐次拡大されている。この場合、鑄片の中心部における成分偏析は高級厚板などの製造において、成品の品質を左右するのでとくに注目される。連続鑄造鑄片に現われる中心偏析は普通鋼塊におけるV偏析あるいは逆V偏析とは異なつた様相を呈し、その実態と生成機構についてはいくつかの研究^{1)~4)}があるがいまだ不明の点が多い。

スラブの連続鑄造における凝固の特徴は、冷却時の熱の流れが一次的であり一方向凝固と考えることができること、および凝固完了時点における溶鋼静圧が大きいことであり、この2つが連続鑄造における中心偏析の生成を特徴づけていると考えられる。また、連続鑄造の場合は冷却速度が速く、かつかなり中心部までデンドライト状の凝固をしているので、偏析の形態もこの点を考慮する必要がある⁵⁾。

本報は、前述の考えをもとにして、湾曲型スラブ用連続鑄機によって製造された鑄片の凝固組織の特徴を述べ、さらに、中心偏析の生成機構について考察したものであ

る。

2. 調査方法

調査の対象とした鋼種は湾曲型スラブ用連続鑄機⁶⁾によって製造された溶接構造用圧延鋼材 SM50 相当の鑄片であり、その化学成分は Table 1 に示すとおりである。同鋼種の鑄造基準は鑄片断面サイズは 245 mm (厚さ) × 1 600~2 100 mm (幅)、タンディッシュ内溶鋼過熱温度は 10°C から 30°C であり、タンディッシュノズルは逆 Y 型浸漬ノズルを使用、鑄造速度は 0.50~0.80 m/min、2 次冷却水量は 0.65 l/kg—steel である。

鑄片の中心偏析の評価は、簡便法として鑄片横断面のサルファプリント上の偏析線の幅に応じて 0 から 4 までランク付けをした。偏析のない場合が 0 で偏析線の幅が 4 mm 程度が 4 である⁷⁾。(以下偏析評点という)

また、中心偏析を定量的に評価するため鑄片の厚み方向に 0.5 mm ピッチでシェーパーによって削り取り、C,

* 昭和48年9月本会講演大会にて発表
昭和48年12月10日受付

** 新日本製鉄(株)名古屋製鉄所 Dr.-Ing.

*** 新日本製鉄(株)名古屋製鉄所

Table 1. Chemical composition of steel used for this investigation.

C	Si	Mn	P	S	Al
0.14 ~0.18	0.20 ~0.40	1.25 ~1.45	<0.020	<0.015	0.015 ~0.045

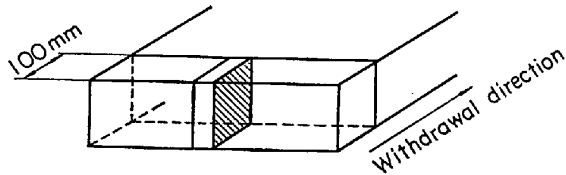


Fig. 1. Observed section of continuous-cast slab.

Si, Mn, P, S, Sol Al および N の化学分析を行なった。鑄片の凝固組織の調査は、Fig. 1 に示すように鑄造方向に長さ約 100 mm の試片を切断し、鑄片幅方向の中央で鑄造方向に平行な面 (L断面と呼ぶ) を調査した。凝固組織はステッド氏液⁸⁾を用いて現出させた。鑄片の中心部のミクロポロシティーを調べるために中心偏析部より 10 mm (厚さ) × 15 mm × 50 mm の試片を切り出し比重測定を行なった。体積の測定には純水に試片を浸漬させることによって生じる重量変化より求めた。この方法によって求めた比重の測定精度は 0.001 であった。さらに、透過X線によってポロシティーの形態を調べた。試験方法は JIS G-0581 に準じて行なった。中心偏析部について EPMA によってミクロな成分偏析の状態を調べた。この場合の測定に用いた電子ビームの直径は 100 μ とした。

3. 調査結果

3.1 鑄片の凝固組織

鑄造方向に平行な面の凝固組織の代表的な例をPhoto. 1 に示す。鑄片における位置は湾曲型連鑄機より搬出される状態で上側および下側と区別をする。鑄片の上面および下面より dendrait 状に凝固が進行している。この領域を上側柱状晶帯および下側柱状晶帯と呼ぶ。柱状晶の長さが上下で異なる理由は湾曲型連鑄機の場合には下側柱状晶は沈下してくる凝固片の堆積によって発達が止められるためである。また中心部には上下均等の幅で V 字状の偏析線がみられる。この生成機構は下部の凝固収縮によるサクシヨンの効果および溶鋼静圧とによつて粘性の大きくなった溶鋼が順次陥落し V 字状に偏析線を形成したものと考えられる⁹⁾。この部分を V 偏析帯と呼

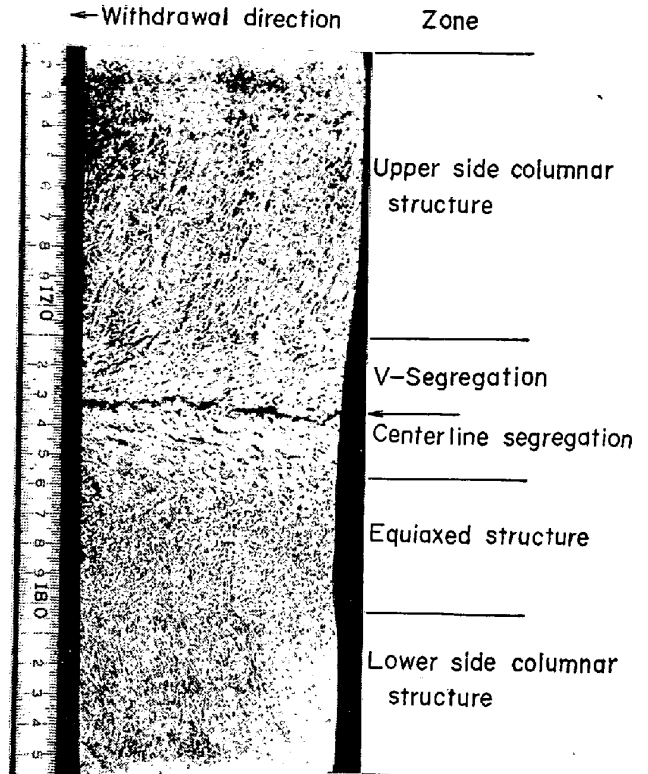


Photo. 1. A typical example of macro-structure at the longitudinal section of continuous-cast slab.

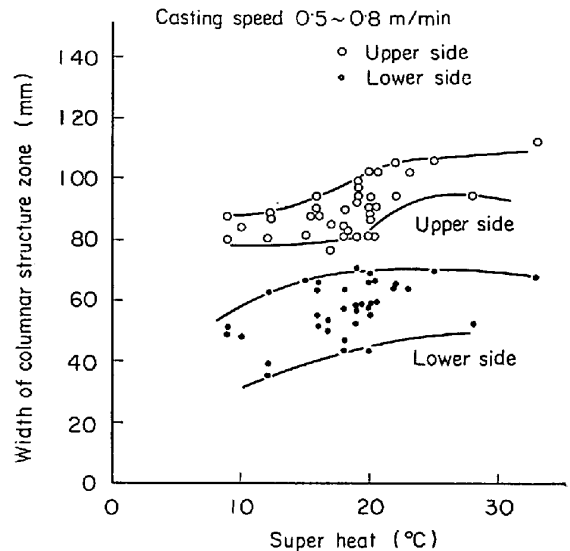


Fig. 2. Relation between width of columnar structure zone and super heat of liquid steel in the tundish.

ぶ。当然のことながら柱状晶が中心近くまで発達している場合は V 偏析帯は生成しない。上側および下側柱状晶長さとタンディッシュ内溶鋼過熱温度との関係を Fig. 2 に示す。下側柱状晶長さは過熱温度に対して変化が少ないことは前述の制御機構からも推察されることである。これに対して上側柱状晶はタンディッシュ内溶鋼過熱温度に敏感であり、過熱温度が 20°C 近傍で急激に変化してい

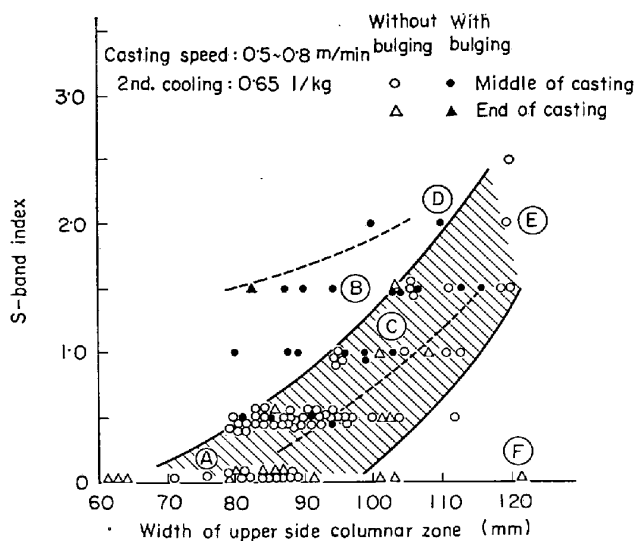


Fig. 3. Relation between S-band index evaluated by S-print and width of upper side columnar zone in continuous-cast slabs.

る。凝固組織の特性値として上側柱状晶長さをを用いて以下の検討を進める。

3.2 中心偏析の凝固組織からみた分類

上側柱状晶長さと铸片横断面のサルファープリントより評価した偏析評点との関係を Fig. 3 に示す。「バルジングあり」とはL断面のサルファープリントにおいて中心部に濃い線状の濃化帯がみられるものを凝固末期になんらかの理由によって铸片がふくらみ（以下バルジングという）濃化溶鋼が流動したものと判定した。このサルファープリントの例を Photo. 2 に示す。凝固末期が正常であれば、偏析評点と上側柱状晶とは明りょうな関係があるが、バルジングなどによって異常があつた場合はこのような関係はみられない。

Fig. 3 において符号で示した代表的な凝固組織の例を Photo. 3 に示す。Photo. 3 においてサンプルAは偏析評点の良好ないわゆる理想的な凝固組織の例である。サンプルB, C および D はバルジングありと判定されたもので、上側柱状晶長さが異なるものである。サンプルEは上側柱状晶が中心まで発達しており、柱状晶がからまりあつてブリッジを生じたものと考えられる。サンプルFは铸造末期のものであるが、上側柱状晶が中心まで発達しているが偏析がみられない例である。このように連続铸造の凝固形態を示す特性値として上側柱状晶長さおよびバルジングの有無によつて中心偏析の生成を論じることができる。

3.3 中心偏析部の実態

一般に、偏析評点は铸造方向で変動しているが、この原因として温度の変化、ロールの曲がりなどによるロー

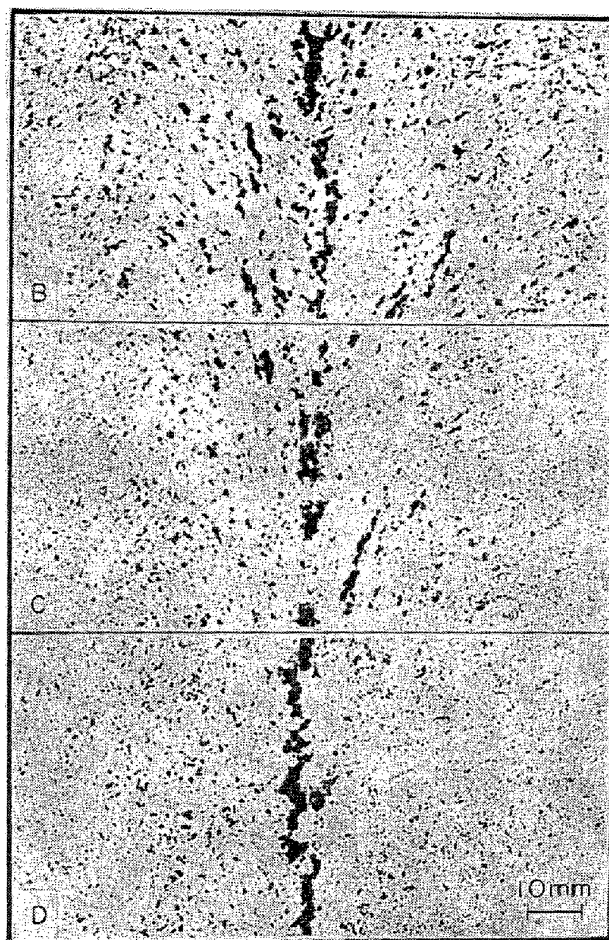


Photo. 2. Examples of S-prints in the longitudinal section of the slabs which bulged at the end of solidification.

ル間隔の周期的変化および、凝固組織の変化が考えられる。このうち、凝固組織に起因する変動を抽出するために、铸片の铸造方向 100 mm を 15 mm 間隔に切断し、偏析評点の変動について調査した結果を Fig. 4 に示す。上側柱状晶が長くなると铸造方向での偏析評点の変動が大きくなる。また、前述の方法によつて求めた铸片の中心部の比重の変動と上側柱状晶長さとの関係を Fig. 5 に示す。同一サンプル内の比重の変動は上側柱状晶が長くなるにしたがつて大きくなる。変動の上限は 7.80 ではほぼ一定であるが、下限が柱状晶長さとともに変化している。これはマイクロなキャビティーが内在していることを示し、上側柱状晶が長くなるにしたがつてキャビティーの占有体積が増大していることを示している。このマイクロなキャビティーの形状を透過X線によつて撮影した結果を Photo. 4 に示す。上側柱状晶長さが長くなるにしたがつてキャビティーは大きく、かつ分布状態はまばらになつている。これらの現象は柱状晶が中心まで発達すると柱状晶がからまりあつてブリッジを生じる

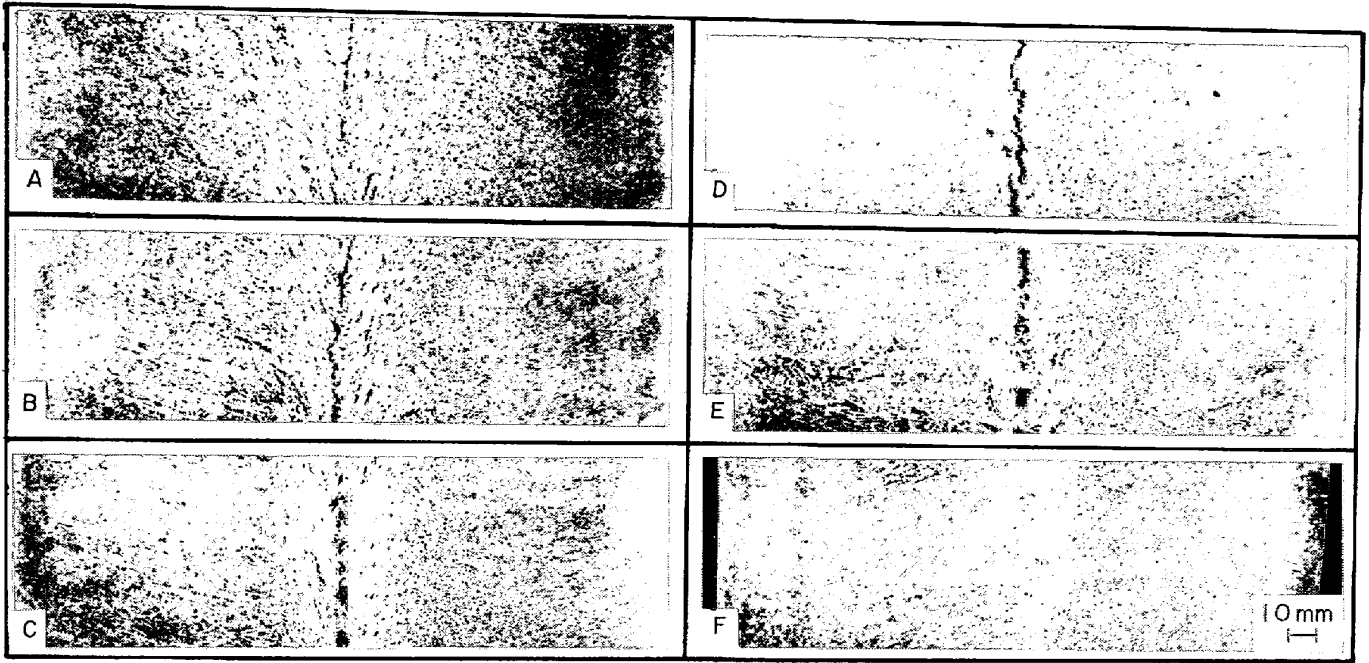


Photo. 3. Typical examples of macro-structure in the longitudinal section of slabs, showing different patterns of solidification as illustrated in Fig. 3.

S-band index A; 0, B; 1.5, C; 1.0, D; 2.0, E; 2.0, F; 0

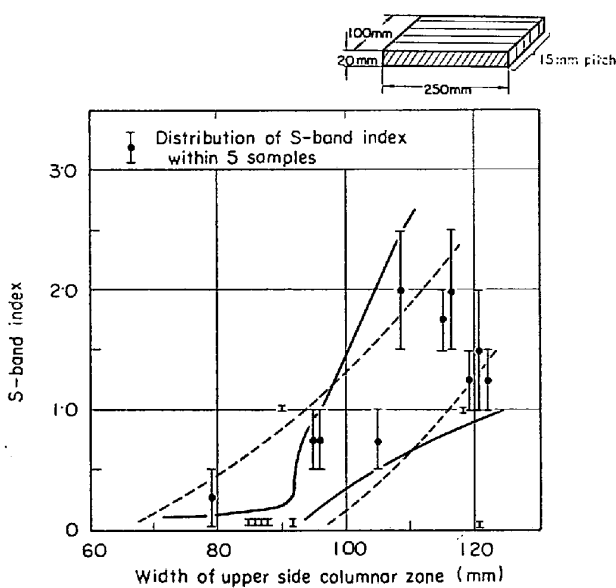


Fig. 4. Distribution of S-band index within 100 mm in the longitudinal direction in relation to the width of upper side columnar zone.

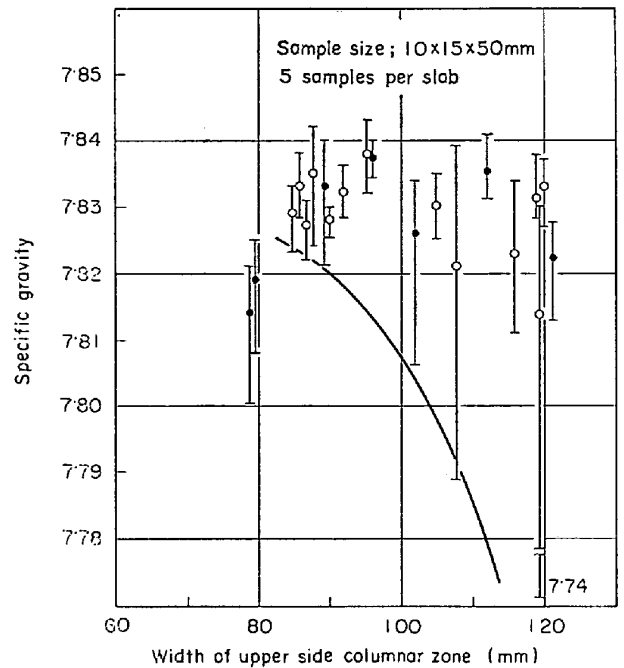


Fig. 5. Distribution of specific gravities at the center of slabs in relation to the width of upper side columnar zone.

ため下方の凝固収縮に対する溶鋼の補給が行なわれずミクロなキャビティーが分散して生成するものと考えられる。この結果として比重が変動し、偏析評点の変動が大となる。この傾向は柱状晶が長いほど起こりやすい。ブリッジの生成機構については森らのビレットに関する詳しい研究¹⁾がある。

3.4 成分のマクロ偏析

鑄片厚さ方向に0.5 mm ピッチでシェーパーによつて削り取り化学分析を行ない、鑄片厚さ方向の成分の分布を調査した結果を、同一箇所の鑄片のサルファープリントと対比させて Fig. 6 から Fig. 9 に示す。ここに調

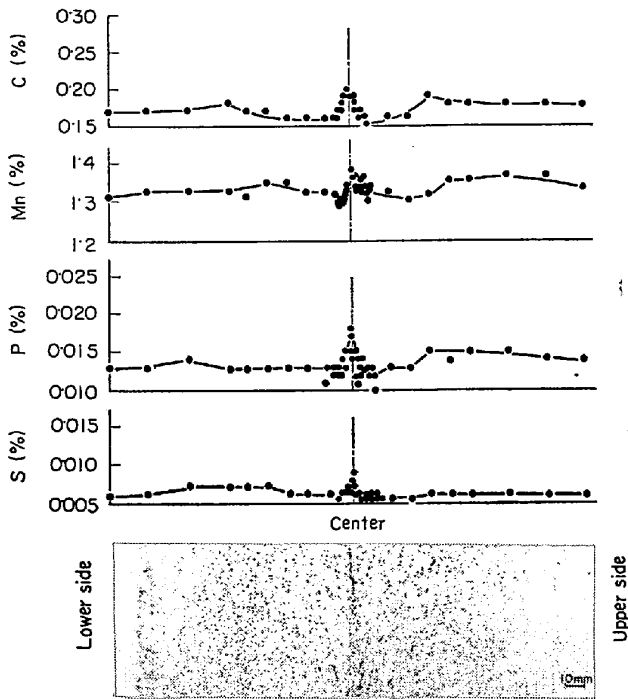


Fig. 6. Distribution in thickness direction of C, Mn, P and S in relation to S-print in the longitudinal section of the slab (sample A).

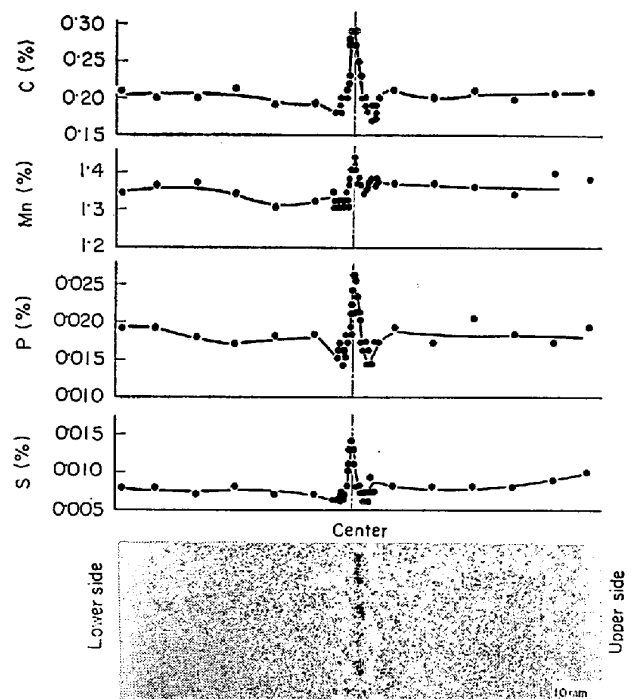


Fig. 8. Distribution in thickness direction of C, Mn, P and S in relation to S-print in the longitudinal section of the slab (sample E).

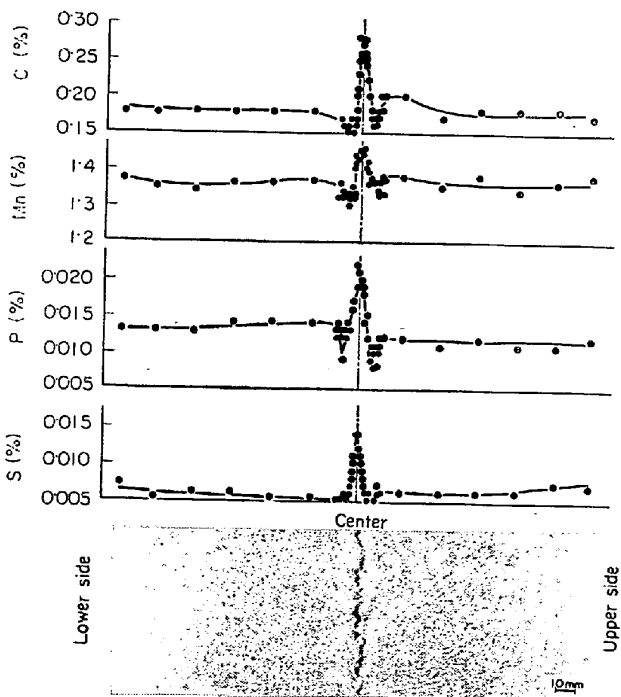


Fig. 7. Distribution in thickness direction of C, Mn, P and S in relation to S-print in the longitudinal section of the slab (sample D).

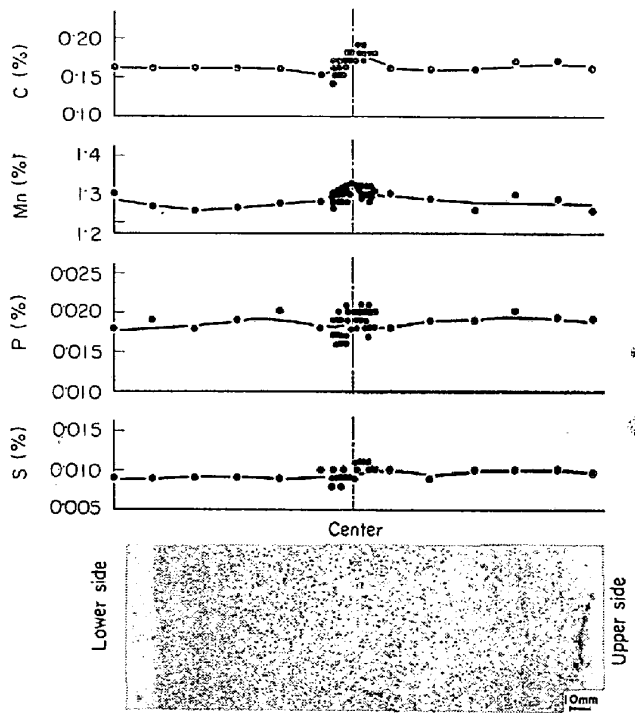


Fig. 9. Distribution in thickness direction of C, Mn, P and S in relation to the S-print in the longitudinal section of the slab (sample F).

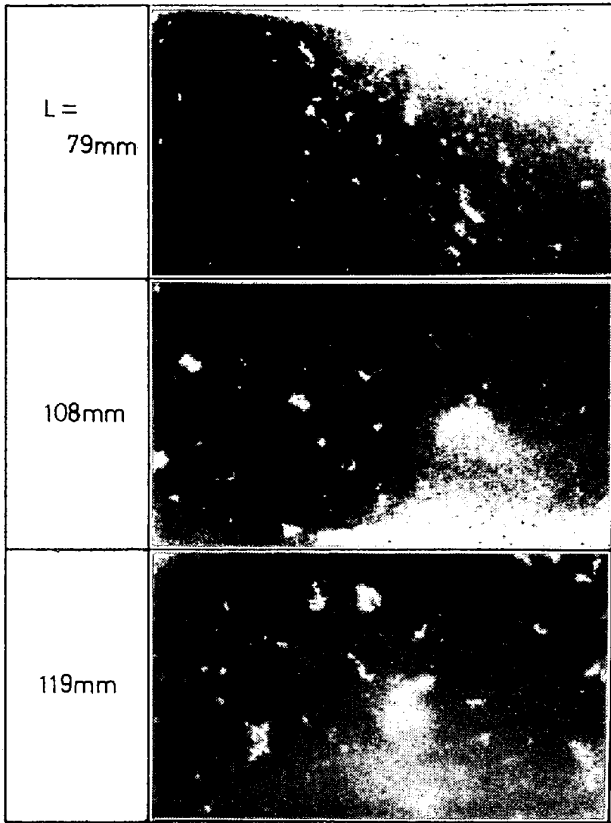


Photo. 4. Examples of X-ray photograph of micro-porosities at the center of slabs. L; Width of upper side columnar zone Sample; Thin section cut from the center of slabs.

査したサンプルは Photo. 3 のサンプルと同一である。サンプルAは柱状晶域よりV偏析域の方が低い分析値を示し、中心部において若干高くなっている。Fig. 7の例はバルジング、Fig. 8の例はブリッジングによつて、それぞれ偏析の生じた例であるが、いずれも中心偏析部の両側に負偏析がみられる。Fig. 9の例は柱状晶が中心まで発達しているが偏析はほとんど生じていない。いま、中心偏析部のピークの値 (C_{max})と柱状晶域の平坦な部分の値 (C_0)との比をとつてマクロ偏析率 ($R=C_{max}/C_0$)と定義する。Sのマクロ偏析率と他の元素すなわち、C、P、Mn、NおよびSiのマクロに偏析率との関係を Fig. 10 に示す。Sの偏析と他の元素の偏析は、バルジング、または柱状晶長さなどで示される凝固形態の異なる場合があつても、いずれも同様の傾向を示しており、ある元素の偏析率より他の元素の偏析率を推定することができることを示している。マクロ偏析の程度はSが最も高くP、C、N、MnおよびSiの順に小さくなつている。なお、Sol Alの成分偏析はみられなかつた。

Sのマクロ偏析率とバルジングおよび柱状晶長さによつて表現されるいろいろな凝固形態との関係を Fig. 11 に示す。柱状晶が長くなるほど偏析程度もバラツキが大

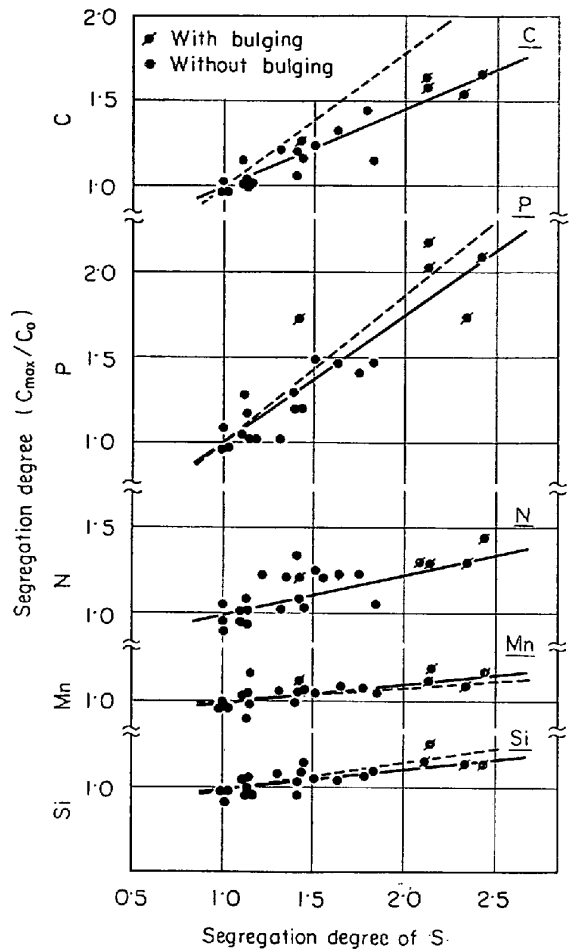


Fig. 10. Relation between macro-segregation of S and of other elements in the slabs which show different patterns of solidification. — ; observed. - - - ; calculated.

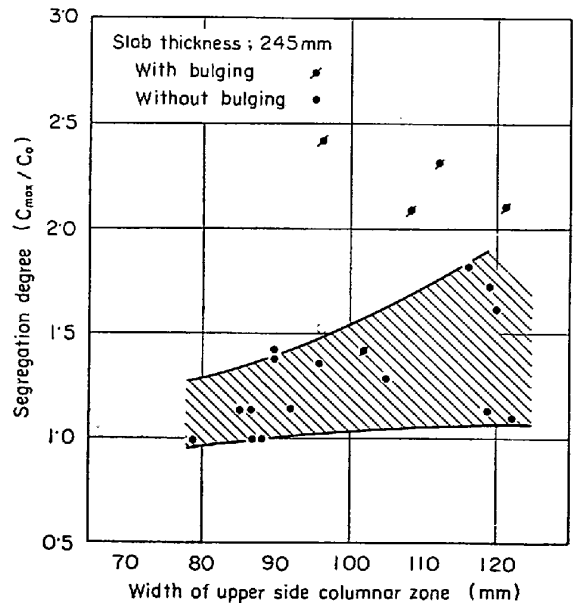
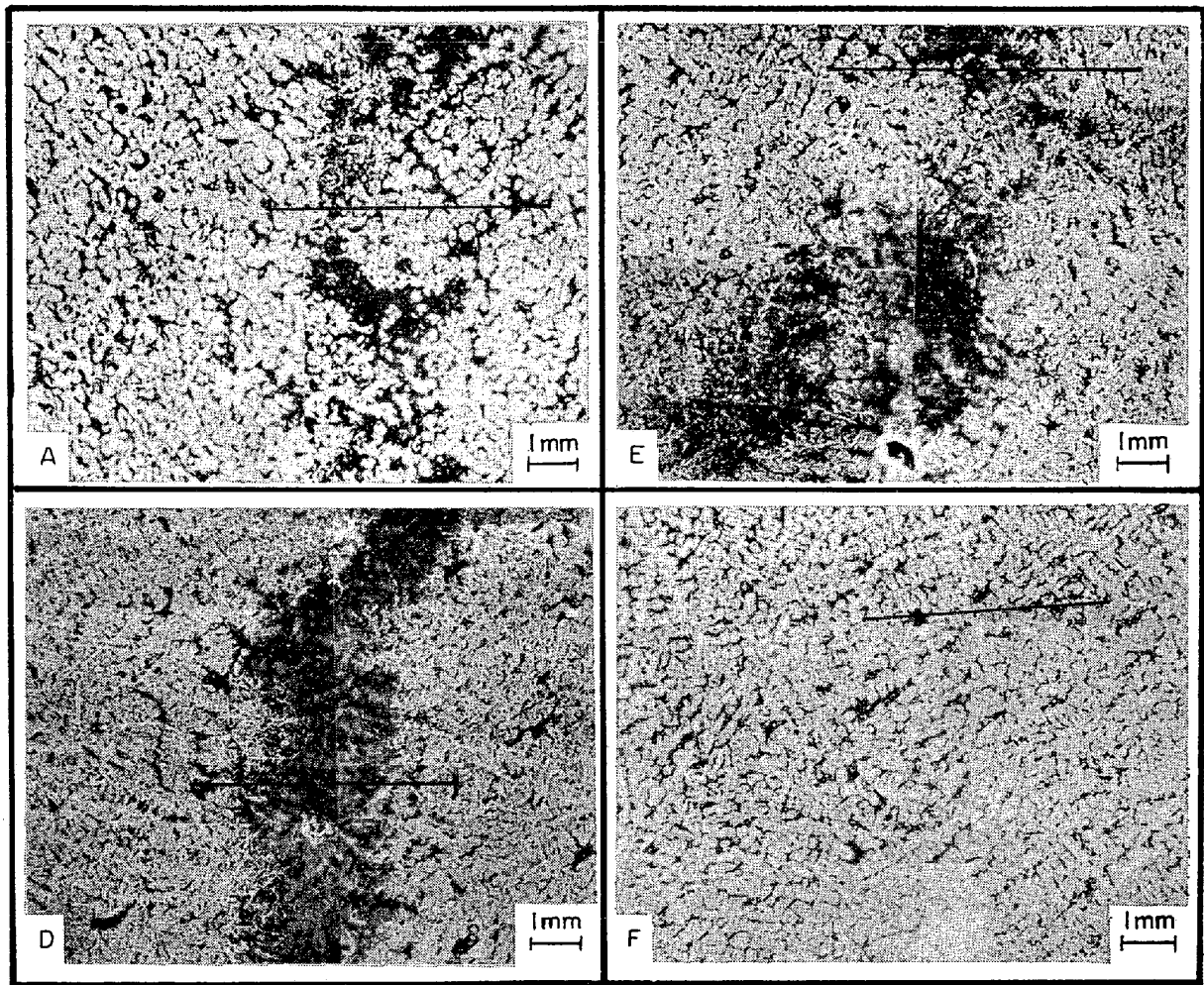


Fig. 11. Relation between macro-segregation degree of S and solidification patterns which are represented by width of upper side columnar zone and bulging.



Etchant; Stead's reagent

Photo. 5. Examples of micro-structure in the center of the slabs which show typical types of solidification.

となる。また、バルジングを起こした鋳片の偏析は柱状晶と関係なく大きい。

4. 考 察

以上、連続鋳造した鋳片の凝固形態と中心偏析との関係について述べたが、これをもとに連続鋳造における中心偏析の生成機構について考察する。

Fig. 11 は凝固組織の特性値として柱状晶長さおよびバルジングの有無とマクロ偏析率との関係を示したものであるが、さらにこれを凝固組織の面から統一的に説明するために、Fig. 3 および Fig. 11 に示された代表的な凝固形態の鋳片について、中心偏析部の凝固組織をステッド氏液によつて現出させてミクロな偏析の調査を行なった。Photo. 5 はこの代表的な鋳片の中心部の凝固組織を示す。サンプルAは偏析の少ない例であるが、ミクロ的には部分的に成分の濃縮した部分が存在する。この黒い部分に成分が濃縮していることは、後で述べるEPMA

分析からも明らかである。サンプルDはバルジングを起こした鋳片であるが、中心部に線状に成分の濃縮部分とマイクロキャビティーがみられる。サンプルFは中心まで柱状晶が発達し、中心もデンドライト状に凝固した例であり、偏析もほとんどない鋳片の例であるが、ミクロにみた場合はデンドライトの樹間に成分の濃縮部分がみられる。Photo. 5 に記入した直線の部分をビーム径を 100μ にして EPMA によつて Mn の線分析を行ない、さらに最も成分の濃縮した部分および最も濃度の小さい部分の Mn の定量を行なった。その結果を Fig. 12 に示す。また、これらのサンプルについて凝固形態を示す特性値、偏析評点およびマクロ偏析率と前述の EPMA 分析結果を対比させて Table 2 に示す。これによると、写真の濃い部分は Mn の偏析がみられ、そのミクロ偏析率 (0.5 mm 削り取りによつて求めたマクロ偏析と区別して 100μ 径の EPMA によつて求めた偏析をミクロ偏析と呼ぶ) は凝固形態に関係なく、 1.5 前後ではば一

Table 2. Micro-segregation of Mn in different types of solidification.

Samplpe	A	D	E	F	
S-band index	0	2	2	0	
Width of upper side columnar zone (mm)	76	100	118	112	
Bulging	Without	With	Without	Without	
Macro-segregation degree of Mn	1.0	1.08	1.07	1.0	
Micro-segregation of Mn	C_{max} (%)	1.85	2.10	1.85	1.80
	C_0 (%)	1.25	1.35	1.30	1.20
	$R(=C_{max}/C_0)$	1.48	1.56	1.42	1.50

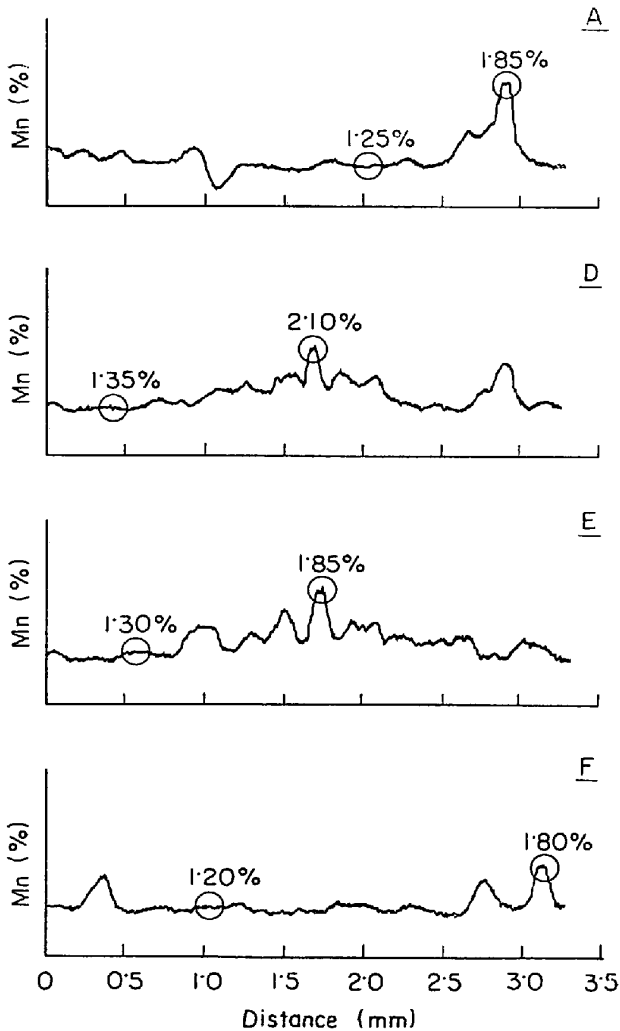


Fig. 12. Line scanning and point analysis of Mn by EPMA in the center of the slabs (Samples and analyzed positions are shown in Photo. 5.)

定の値を示した. すなわち, マクロ偏析はミクロ偏析の程度では説明できず, ミクロ偏析部の集積度合を考慮す

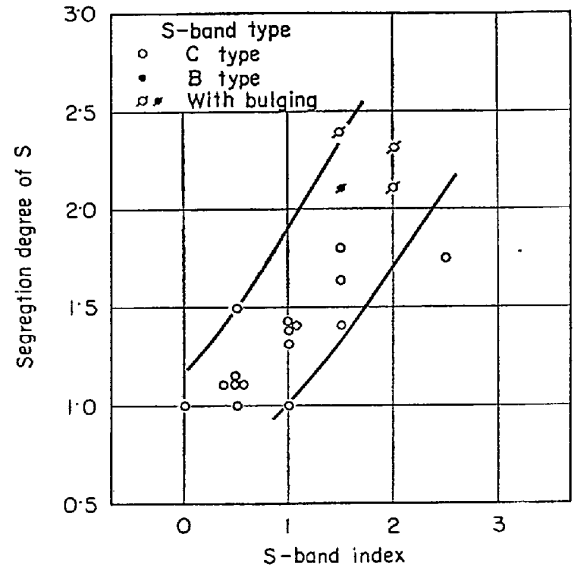


Fig. 13. Relation between macro-segregation degree of S and S-band index evaluated by S-print.

る必要があることを示している.

前述の偏析評点は, 鋳片横断面のサルファープリントより中心部の濃化部の大きさをめやすとして判定したものであるが, こうして求めた偏析評点とマクロ偏析率とは Fig. 13 にみられるごとくよい相関関係を示している. このことから, マクロ偏析は中心部に局部的に集積したミクロ偏析の平均的な組成を示していると理解することができる. 凝固組織はこのミクロ偏析した濃化溶鋼の局部的に集積する傾向に影響をおよぼしていると考えられ, 凝固末期においてバルジングまたはブリッジングによって, 濃化溶鋼が流動して中心に集められるのである. 中心偏析近傍にみられる負偏析はその結果として生成したものと考えられる.

前述のごとくマクロ偏析がミクロ偏析の集積程度によ

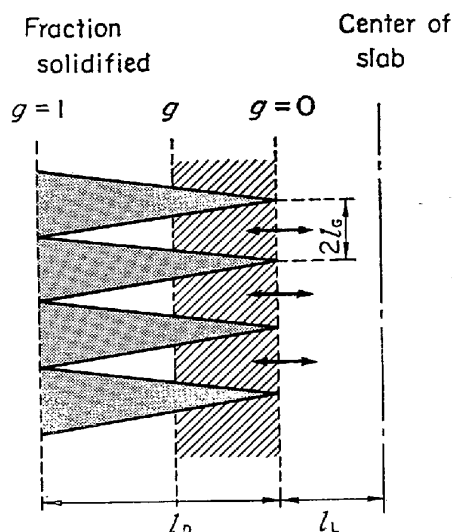
つて決まるので、Fig. 10 に示した S, P, C, N, Mn および Si の偏析傾向をミクロ偏析によつて生ずる成分の濃縮に pfann の式を適用することによつて⁵⁾ どの程度説明できるかについて考察する。

すなわち、

$$C_s = k_0 C_0 (1-g)^{k_0-1} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 C_0 は初期濃度、 k_0 は平衡分配係数、 g は凝固率、 C_s は析出相の濃度である。各元素の平衡分配係数は J. CHIPMAN ら¹⁰⁾ のデータを用いた。すなわち $k_s^s = 0.02$, $k_p^p = 0.13$, $k_c^c = 0.20$, $k_m^m = 0.90$ および $k_{si}^{si} = 0.83$ とした。凝固偏析の形式が変わらなければ、S の偏析率に対する他の元素の偏析率の相対的關係は変わらないと考えられるので、凝固率 $g = 0.6$ として、(1)式によつて計算した結果をマクロ偏析率の場合と比較するために Fig. 10 に点線で示した。これによると、P, Mn および Si についてはマクロ偏析の実測値とミクロ偏析から計算した結果とはバラツギの範囲内でよい一致を示す。しかし、C については相違がみられるが、これは共存元素の影響、凝固速度および拡散速度を考慮した実効分配係数を用いる必要があると考えられ、今後の課題として残る。

つぎに、凝固の進行に伴う溶質の濃縮について考察する。一般に偏析は凝固に伴つて溶質が排出されて溶質の濃縮が起こつてきたものであるが、これは実効分配係数によつて定量的にあらわされる。残溶液の挙動から、液相の攪拌が完全に行なわれる場合、攪拌が不完全な場合および、攪拌がまったくない場合について、W. G. PFANN¹¹⁾, J. A. BURTON ら¹²⁾ および W. A. TILLER ら¹³⁾ によつてそれぞれ定量的な取り扱いがなされている。連続鋳造における凝固は、かなり中心部まで一方向凝固が進行することから、上記のいずれの理論を適用しても、中心近傍まで柱状晶が発達した場合は中心偏析が生じ、その程度は、上側柱状晶長さで整理されなければならない。しかるに、Fig. 11 においてバルジング鋳片を除いて考えても S のマクロ偏析率と上側柱状晶との関係、また Fig. 9 に示した例のごとく柱状晶が中心まで発達しているにもかかわらず中心偏析の生成していない場合の説明ができない。これは上記の扱いは固液界面が平面である場合であるためであり、連続鋳造のごとく大部分が dendrait 状に凝固する場合は適用できないと考えられる。M. C. FLEMINGS ら^{14)~16)} は dendrait 状の凝固をする場合は凝固収縮に対する溶液の補給が十分であれば溶質の濃縮は主として樹間でのみ起こるとし、偏析は断面の急激な変化などによる局所的な溶液の流動によつて生じるとしている。



l_L ; Width of residual liquid.
 l_D ; Width of partially solidified portion.
 $2l_G$; Distance between the nearest neighbour dendrites.

Fig. 14. Schematic expression of segregation mechanism assuming that the centerline segregation is formed through mixing residual liquid and enriched liquid in interdendrites.

連続鋳造における偏析を考える場合、上記の考えに従い、とくに重要と考えられる凝固末期における残溶鋼の流動現象に着目する。そして、簡単なモデルによつて中心部のマクロ偏析率をミクロ偏析より定量的に評価することを試みる。Fig. 14 に示すように dendrait 樹間の溶質の濃縮は PFANN の式に従うとし、溶鋼の流動により凝固率 g までの濃化溶鋼 (図中の斜線部分) がバルクの溶鋼と混合することによつて中心偏析が生成すると仮定する。PFANN の式より dendrait の固相および液相の濃度 C_{DS} および C_{DL} はそれぞれ次式となる。

$$C_{DS} = k_0 C_0 (1-g)^{k_0-1} \dots\dots\dots (2)$$

$$C_{DL} = C_0 (1-g)^{k_0-1} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 C_0 は初期濃度、 k_0 は平衡分配係数である。凝固率 g までの dendrait 間の全溶質量 M_D は

$$M_D = \int_x^{l_D} C_{DL} \cdot y dx \dots\dots\dots (4)$$

となる。ただし、座標軸は dendrait の成長方向に x それと直角方向に y とする。 l_D は固液共存領域の幅、 l_G は 1 次 dendrait 主軸の中心間の距離の 1/2 である。Fig. 14 のように dendrait が成長すると仮定すると、 $y/x = l_G/l_D$ の関係があるから

$$x = (1-g)l_D \dots\dots\dots (5)$$

(5) 式を (4) 式に代入すると

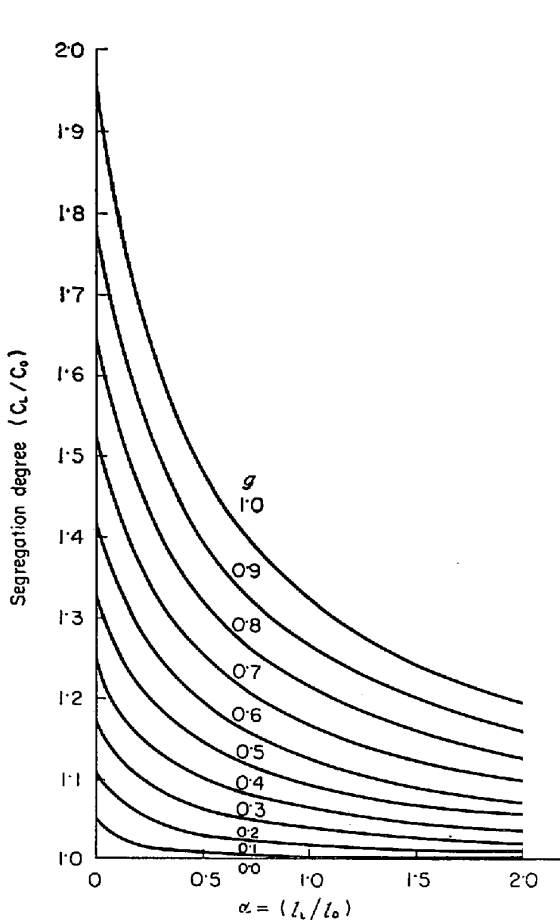


Fig. 15. Results of calculation of centerline segregation by the model showed in Fig. 14. in the case of sulfur ($k_0^s=0.02$).

$$M_D = -C_0 l_G l_D \int_g^1 (1-g) k_0 dg$$

$$= C_0 l_G l_D \{1 - (1-g)k_0 + 1\} / (k_0 + 1) \dots\dots (6)$$

混合が行なわれる全容積を V_T とすると、

$$V_T = V_D + V_B$$

ここで、 V_D は凝固率 g までの dendrite 間の体積、 V_B はバルクの体積である。 l_L を液相部分の幅とすると、

$$V_T = \frac{1}{2} \{l_G + (1-g)l_G\} \{l_D - (1-g)l_D\}$$

$$+ l_G \cdot l_L = \frac{1}{2} l_G \cdot l_D \cdot (2-g)g + l_G \cdot l_L \dots\dots (7)$$

したがって、混合が行なわれた後のバルクの濃度を C_L とすると、

$$C_L = (M_D + M_B) / V_T \dots\dots (8)$$

ここで、 M_B はバルクの全溶質量で、 $M_B = C_0 \cdot l_G \cdot l_L$ である。

(8)式に(6)および(7)式を代入すると次の式が得られる。

$$C_L = C_0 \cdot \frac{\alpha + \frac{1}{(k_0+1)} \{1 - (1-g)k_0 + 1\}}{\alpha + 0.5g(2-g)} \dots\dots (9)$$

ただし、 $\alpha = l_L / l_D$ である。

(9)式は dendrite 間に濃縮された凝固率 g までの溶鋼とバルクの溶鋼との混合が1回だけ行なわれたときの残溶鋼の濃縮の程度を表わす。Fig. 15に S の場合について $k_0^s = 0.02$ として計算した結果を示す。いま、Fig. 11における S のマクロ偏析率と計算値と比較するために、凝固末期の固液共存領域の厚さ (l_D) を根本、川和、宮原のびょう打込み試験結果より 20 mm とし、バルジングによつて流動し得る凝固率 (g) を 0.6 とし¹⁸⁾ Photo. 5 のサンプルDから推定して l_L を 1 mm とした。この場合の濃度比 (C_L/C_0) は 1.5 であり Fig. 11 の偏析率とオーダーとしては近い値を示している。すなわち、マクロ偏析率の程度を凝固末期における残溶鋼の移動のみによつてほぼ説明できることがわかる。

さらに、Fig. 15 より推定されることは、まず凝固末期に近いほど、すなわち l_L が小さいほどバルジングの影響を受けやすい。また、バルジングの程度が大きいと、残溶鋼の流動が激しくなり流動しうる凝固率 (g) が大となることが考えられる。 V 偏析帯は凝固組織が粒状であり、粒状凝固相が残液鋼に分散しているので、この領域が広いことはバルジングなどによる残溶鋼の流動の抵抗が大きくなり見掛上 g が小さくとなると考えられるのでバルジングの影響は小さくとなると推定される。

また、ブリッジングにより下方の残溶鋼の凝固収縮に伴い、ブリッジ部の dendrite 間の濃化溶鋼が下方に引き込まれて平均濃度が高くなることによつて生ずるマイクロ偏析の場合は、(9)式において $l_L = 0$ したがつて $\alpha = 0$ となり g がブリッジングの形態によつて変わると考えることができる。

5. 結 言

湾曲型スラブ用連鑄機によつて製造された鑄片の中心偏析の実態を調査した結果、中心偏析の生成に関して次のごとき知見を得た。

(1) 中心偏析は凝固末期のマイクロ偏析による濃化溶鋼が局部的に集積することによつて生成する。中心偏析の程度は濃化溶鋼の集積度合によつて決まる。

(2) 濃化溶鋼の局部的な集積は凝固末期における溶鋼静圧による鑄片のバルジングまたは柱状晶のからみあいによるブリッジングによつて発生する。

(3) 柱状晶が長くなるとブリッジングを起こしやすくなる。逆に柱状晶が短くなるとブリッジングを起こ

さなくなるとともに凝固末期のバルジングも受けがたくなる。

(4) S, P, C, N, Mn および Si の偏析傾向は同じであり、その偏析の程度は S, P, Mn, Si, については平衡分配係数によって説明される。

終わりに臨み、本研究の御支援をいただいた新日本製鉄(株)名古屋製鉄所技術管理部長国武隼人氏、同副部長花井諭氏および製鋼部副部長井上俊朗氏、さらに本研究の遂行にあたって御協力いただいた各位に深く感謝する。

文 献

- 1) 森久, 田中伸晶, 佐藤憲夫, 平居正純: 鉄と鋼, 57(1971) 2, p. 263
- 2) 川和高穂: 鉄と鋼, 58(1972) 2, A29
- 3) 浅野鋼一, 広本健, 大橋徹郎: 鉄と鋼, 59(1973) 4, p. 82
- 4) 川井俊彦: 学振第19委凝固現象協議会, (1973) 凝固37
- 5) 高橋忠義: 第4回西山記念技術講座, 鉄鋼の凝固現象, (昭和44年) p. 3
- 6) 村木潤次郎, 井上俊朗, 鈴木康夫, 田村喜昌: 鉄と鋼, 58(1972) 4, p. 94
- 7) 浅野鋼一, 広本健, 大橋徹郎: 鉄と鋼, 59(1973), 4, p. 82
- 8) ANNICK and Jean POKORNY: De Ferri Metallographia, (1967)
- 9) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 59(1973) 3, p. 431
- 10) J. CHIPMAN and J. F. ELLIOT: Elctr. Furn. Steelmaking, 2(1963), p. 99 [John Wiley]
- 11) W. G. PFANN: Trans. Met. Soc. AIME, 194 (1952), p. 747
- 12) J. A. BURTON, R. C. PRIM, and W. P. SLICHTER: J. Chem. Phys., 21(1953), p. 1987
- 13) W. A. TILLER, K. A. JACKSON, J. W. RUTTER, and B. CHALMER: Acta Met., 1(1953), p. 248
- 14) M. C. MLEMINGS and G. E. NEREO: Trans. Met. Soc. AIME, 293(1967), p. 1449
- 15) M. C. FLMINGS, R. MEHRABIAN, and G. E. NEREO: Trans. Met. Soc. AIME, 242(1968), p. 41
- 16) M. C. FLEMINGS and G. E. NEREO: Trans. Met. Soc. AIME, 242(1968), p. 50
- 17) 根本秀太郎, 川和高穂, 宮原忍: 鉄と鋼, 58 (1972) S116
- 18) 高橋忠義, 工藤昌行: 鉄と鋼, 56(1970) 12, p. 1511