

(討 7) 連続铸造スラブの中央偏析発生機構とその対策

日本鋼管㈱技術研究所 ○工博 川 和 高 穂

福山研究所 石 黒 守 幸  
福山製鉄所 伊 藤 雅 治

§ 1 緒言 この数年連続铸造機の導入には目ざましいものがある。これは、従来行なわれていた造塊作業が鋼塊1本毎に铸造するというバッチプロセスを連続化することによって合理化できるという理由だけではなく、連続铸造機の導入によって、著るしく作業環境を改善できることも大きな理由の一つである。よって今後とも連铸機の導入は増加するであろう。ここで必要となるのは高張力鋼等を含む高級鋼種を連铸化することである。高級鋼種のスラブ連铸では、サルファープリント上に現れる中央の線状偏析が問題となる。この中央偏析は、成品厚板においては各種の通常の機械的特性値を左右するものではない。しかし、基本的には鋼材のマイクロ偏析であるために、材質の均一性を損うものであるから、連铸プロセスの発展のためには根本的な改善策が必要である。

§ 2 連铸スラブのマクロ偏析 2.1 中央偏析を考える出発点としてスラブのマクロ偏析の有無を調べる。200×1600mm<sup>2</sup>断面の連铸スラブの厚さ方向の成分変化をFig.1, 2に示した。<sup>(1)</sup> Fig.1はクワントヴァック(Q.V)分析、Fig.2は化学分析によるもので、中央部は、2mm毎に旋盤によりサンプルを採取して分析した。なお中央部の凝固組織をPhoto.1に示した。これからスラブ中央部を除けば、いわゆるマクロ的偏析はほとんど認められない。この点は凝固理論から次のように説明できる。2.2 Flemings<sup>(2)</sup>はデンドライト凝固における凝固界面前方の溶質濃化について(1)式を提案している。

$$R_t(C_t - C_0) + D_L(dC_t/dx')_{x=0} = 0 \quad (1)$$

ここでR<sub>t</sub>:凝固速度、D<sub>L</sub>:拡散係数、C<sub>t</sub>、C<sub>0</sub>、X等はFig.3に示した。(1)式は定常凝固における溶質濃化を示す。(1)式で、 $(dC/dx)_{x=0} = (dT_L/dx)/(dT_L/dc)$ 、 $(dT_L/dx) = G$ 、 $(dT_L/dc) = m$ とする。G:デンドライト先端での温度勾配、m:溶質1%当りの液相線温度低下である。よって(1)式から、

$$C_t - C_0 = -(D_L G)/(R_t m) \quad (2)$$

カーボンについて、(2)式を計算して見ると、C<sub>t</sub>-C<sub>0</sub>≒0.001%である(D<sub>L</sub>=4×10<sup>-5</sup>cm<sup>2</sup>/s、G≒50℃/cm<sup>(3)</sup>、R≒2.0×10<sup>-2</sup>cm/s、m=78℃/1%C)。連铸スラブの凝固は厳密には定常状態ではないが、2次冷却帯のR=1.5×10<sup>-2</sup>~3.0×10<sup>-2</sup>cm/s程度であるから、<sup>(3)</sup>定常状態に近い。よって著るしい流動がなければ、凝固界面前方における溶質濃化は無視できる。このことは、デンドライト凝固においてはマクロ偏析は極めて少ないことを意味する。したがって、スラブの中央偏析の原因として、凝固界面前方における成分濃化を考えなくてもよいことが示めされた。

§ 3 連铸スラブの中央偏析 3.1 まず中央偏析の実体を詳細に観察して見る。Photo.1はスラブ中央部をオーバーホッ

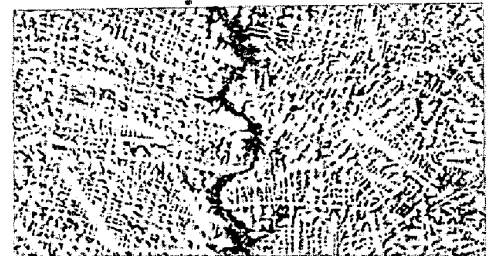


Photo.1 Micro structure of C.C slab center (Oberhoffer)×5

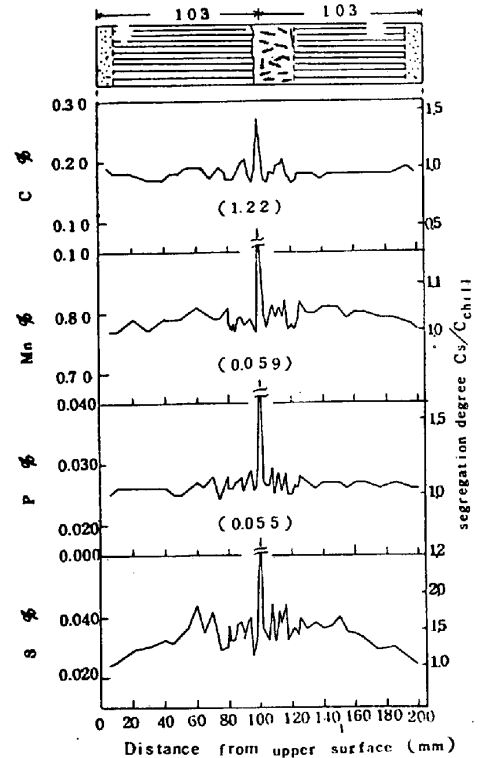


Fig.1 Distribution of elements in heavy segregated slab cast at high temperature

ファー試薬でエッチしたものであるが、中央偏析は約500μ巾の偏析線が観察される。しかも直線状でなく蛇行している。したがって、Q.V分析、もしくは化学分析は、偏析部を含む近傍の分析値を示すのであって、偏析線そのものの分析値ではない。そこでX.M.Aのビーム径を50μとして、偏析線およびその近傍の樹枝状晶の樹枝および樹間を分析した結果をTable.1に示す。なおPhoto.1はTable.1のHeatAに対応する。偏析線上のX.M.A分析値は、その部分のQ.V分析値よりも高い。また偏析線より10~5mmの場所(Table.1で90~95mmのX.M.A分析値)の分析値(C<sub>max</sub>は樹間に、C<sub>min</sub>は樹枝部に対応)とも完全には一致しない。このことは中央偏析部は、その附近の樹間残溶鋼成分に近いが、それ自体ではない。そこで以下に、近傍の樹間残溶鋼と中央偏析との関係を詳細に議論する。

3.2 既報<sup>(1)</sup>の通り、スラブの中央偏析はクレーター先端部における樹間残溶鋼の移動によって生ずる。この移動の原因は、ロール間におけるスラブのバルディングと凝固収縮によるものであることをも報告した。実証論的なデータとして、クレーター先端に、RIを含む鋼製ピンを鋳打込銃によって打込み、クレーター先端部溶鋼の移動状況を調査した結果がある。Photo.2はその一例である。Photo.2の場合液相線凝固厚みは90mmである。RIの移動速度は約20cm/minであり、また移動距離は約30cmであった。この点から残溶鋼の移動速度は溶鋼の自然対流速度(数10cm/s)よりも小さく、またそれ程広範囲ではない。しかしFig.4に示す通り、残溶鋼の移動と中央偏析とは明瞭な相関があった。すなわちクレーター先端部に打込んだRIが移動した場合には、その鋳片の偏析度は大きかった。そこで次に、どのような固相率の溶鋼が、どのように移動して、中央偏析を形成するかを、計算によって推論してみた。

3.3 残溶鋼の移動状態を知るパラメーターとして、中央偏析度とその近傍における負偏析度を考え<sup>(4)</sup>、これらが説明できるような残溶鋼の移動パターンを追求する。中央近傍の樹間の溶鋼成分に関して、固相中拡散が大きいC

と、これが無視できるMn, Si, P, S等を分けて、以下計算を行う。

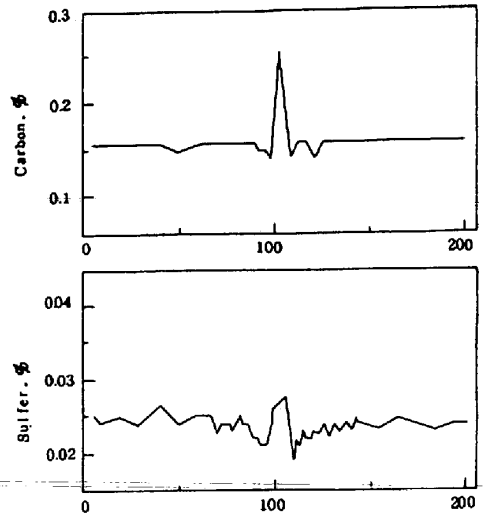


Fig. 2 Carbon and sulfur distribution in C.C slab with heavy Center segregation.

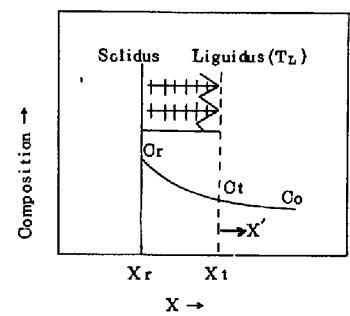


Fig. 3 Composition at solidification front

Table.1 Composition of dendrite stem, interdendrite region and center segregation

% / Heat	Ladle analysis (Q.V)			90~95 mm from surface						Center segregation						
				C <sub>max</sub>			C <sub>min</sub>			X.M.A			Q.V			
	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn	
High Temp Casting	A	.15	.23	.76	.17	.33	.78	.08	.25	.65	.34	.33	.90	.27	.255	1.22
	B	.13	.23	.66	-	-	-	-	-	-	.35	.36	.90	-	-	-
Low Temp Casting	C	.13	.22	.62	.17	.36	.76	-	.24	.60	.35	.32	.75	.275	.235	.86
	D	.15	.24	.72	-	-	-	-	-	-	.40	.38	1.02	-	-	-

樹間の液相濃度は、

$$[C]: \bar{C}_L = C_0 [1 - f_s / (1 + \beta k_0)]^{k_0 - 1} \dots (1)$$

$$[C] \text{ 以外}: \bar{C}_L = C_0 (1 - f_s)^{k_0 - 1} \dots (2)$$

ここで  $f_s$  : 固相率,  $k_0$  : 平衡分配係数 ( $[C]$ : 0.15,  $[Si]$ : 0.7,  $[Mn]$ : 0.8,  $[S]$ : 0.02),  $\beta = \theta_f \cdot D_s / L^2$  で,  $\theta_f$  : 部分凝固時間,  $D_s$  : 固相での拡散係数,  $L$  : 2次アーム間隔の  $1/2$  である。(1)式は Flemings の式, (2)式は Phann の式である。これらの式の適用性については, ミクロ偏析の定量的測定結果,<sup>(6)</sup> および従来の報告から一応確認されている<sup>(2, 5)</sup>。今スラブの中央の空孔へ  $f_s = a \sim b$  である樹間溶鋼が流入して, 中央偏析が形成されたと仮定すると,

$$C_m = \int_a^b \bar{C}_L (1 - f_s) df_s / \int_a^b (1 - f_s) df_s \dots (3)$$

一方樹間溶鋼が流出した後の固相の平均濃度は,

$$\bar{C}_s = \int_a^b \bar{C}_s \cdot f_s df_s / \int_a^b f_s df_s \dots (4)$$

この部分には, より固相率の小さい場所の樹間溶鋼が流入するはずである。かくして負偏析部が形成される。

今  $\bar{C}_s$  の濃度の樹間溶鋼が流入したと仮定すると,

$$C_n = [\bar{C}_s \int_a^b f_s df_s + \bar{C}_L \int_a^b (1 - f_s) df_s] / \int_a^b f_s df_s \dots (5)$$

注意すべき点は  $C_m$  は Table.1 の X. M. A による中央の濃度に対応し,  $C_n$  は Fig. 1, 2 のマクロ的な負偏析濃度に対応することである。種々の  $a \sim b$  の組合せと  $\bar{C}_L$  について計算した結果, Fig. 5 に示す通り中央偏析部は  $f_s = 0.5 \sim 0.8$  の場所の樹間溶鋼が流出して混合したものであり, 他方この部分に  $f_s = 0.4 \sim 0.7$  の場所の樹間溶鋼が流入して, 負偏析が形成されることが計算上示めされた。この計算結果は極めて興味ある結果である。Fig. 5 には C と S についてのみの計算結果を示したが, Mn, Si 等についても同様な結果が得られた。この結果を議論する前に, 鑄造中のクレーター形状についての計算結果を示し, 再び中央偏析の原因となる残溶鋼の移動形態を論じよう。

3.4 Fig. 6 に福山製鉄所で鑄造している 250mm 厚みのスラブを 0.65m/min で鑄造する場合のクレーター長さを, 伝熱方程式を差分形式とし, 計算機によって計算した結果を示した。条件としては, 液相線温度 1520°, 固相率  $f_s = \{1 - m C_0 / (T_0 - T_s)\} / (1 - k_0)$  ここで  $T_0 = 1527.8^\circ\text{C}$ ,  $m = 78^\circ\text{C}/1\% \text{C}$ ,  $k_0 = 0.163$ ,  $C_0 = 0.1\% [C]$ ,  $T_s = f_s$  における凝固温度である。よって  $f_s = 1$  における  $T_s$  が固相線温度である。すなわち  $f_s$  と  $T_s$  の関係は状態図の液相線と固相線との関係から定めた。なお温度と固相率の関係は Fig. 6 (C) に示す通りである。Fig. 6 (A) から  $f_s = 0 \sim 1$  の範囲は約 7m となるが,  $f_s = 0.2 \sim 1$  の範囲は約 1.5m である。Fig. 6 (B) にはスラブ中央の固相率を示してある。

3.5 3.1 ~ 3.4 に述べた事項を総括して, 中央偏析を形成する樹間残溶鋼の移動状況を考察する。メニスカスより  $f_s = 0.3 \sim 0.4$  までの範囲においても凝固収縮とパルジングは生じるが, この場合にはパルクの溶鋼が移動する。この場合, § 2. で述べた通り, パルク溶鋼は成分濃化をしていないために, これは

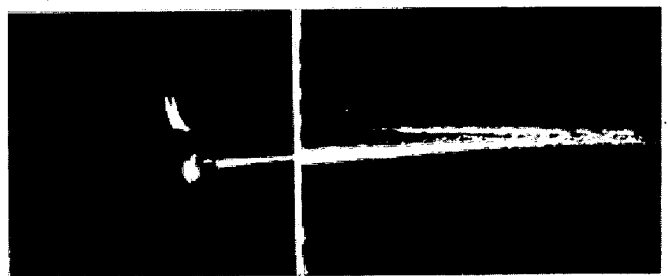
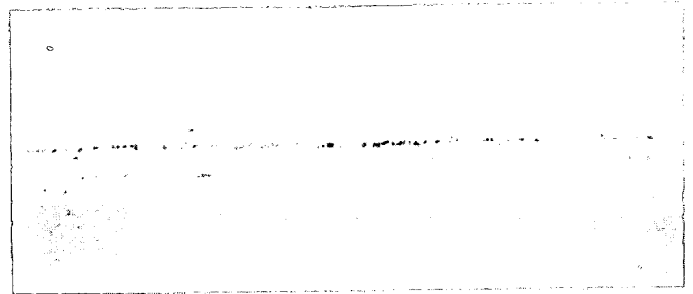


Photo. 2 Radioactive pin ( $^{198}\text{Au}$ ), shot into the crater end of the slab with center segregation

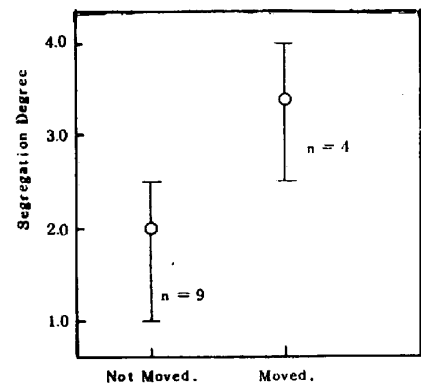


Fig. 4 Effect of residual molten steel movement on segregation degree

マクロ偏析の原因とならない。次に3.3で述べた通り、樹間残溶鋼は $f_s=0.4$ 以上の場所で生じている。このような諸点から、中央偏析の原因となる樹間残溶鋼はFig.6(A)に示した固相線先端近傍の約1.5mの範囲に生じた場合に中央偏析が形成されることが明らかであろう。この点を凝固界面の構造から考察して見よう。クレター先端に鉛を添加して得られた凝固界面の構造と $f_s$ との対応から、スラブ上下面からのデンドライト先端は $f_s \approx 0.1$ の距離で出会い、鉛は更に前方約0.5mまで侵入していた。鉛の侵入点は $f_s \approx 0.3$ の距離に対応している。この点から、 $f_s \approx 0.3$ まではバルク溶鋼が侵入しようと推論され、これより前方においては、樹間残溶鋼が移動すると考えられる。このような推論と、3.3で述べた計算結果は極めてよい一致をする。

§4 中央偏析軽減の対策 以上の考察から中央偏析の軽減の対策としては、若干の余裕を考慮して、 $f_s = 0.2 \sim 1$ の範囲に相当するクレター先端部における樹間残溶鋼の移動を防止することが基本的な対策であることが明らかであろう。なお中央部が柱状デンドライトであるかもしくは粒状等軸晶であるかによって、中央偏析の生成し易さに差があることは既でに報告<sup>(1)</sup>した通りであるが、結晶形態によらず、上記の対策は有効である。連铸設備の設計および操業の基本として、連铸機は一種の圧延機に近い精密機械であるという認識が要請される。

以上

文献

- (1)川和, 他: 鉄と鋼, 60(1974), P. 486. (2)M.C. Flemings: Modern Castings, July(1964), P. 353. (3)川和, 他: 鉄と鋼, 56(1970), S. 268. (4)高橋, 他: 鉄と鋼, 59(1973), S. 375. (5)K. Schwerdtfeger: Arch. Eisenhüttenwes., 41(1970), P. 923. (6)M.C. Flemings & al: Trans. Met. Soc. AIME, 236(1966), P 615.

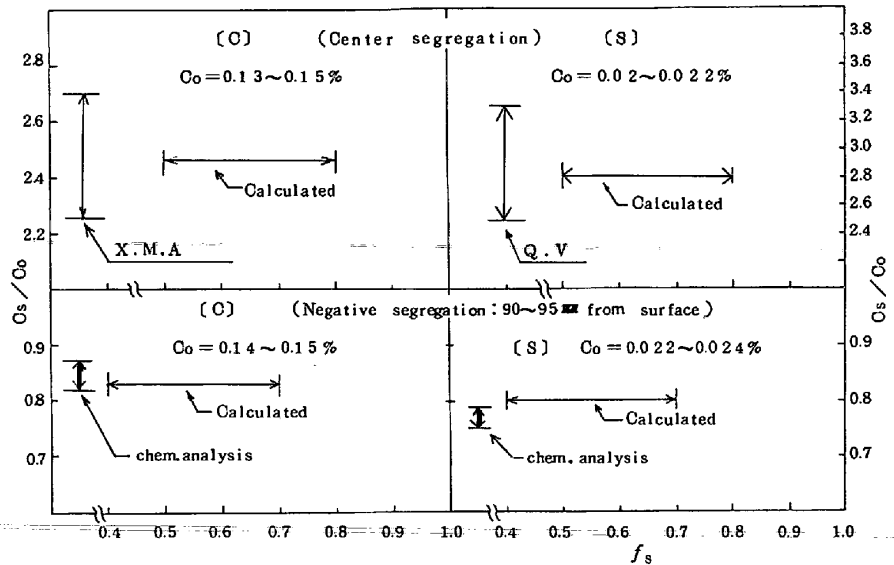


Fig. 5 Calculated and observed compositions (C, S) around the the slab center

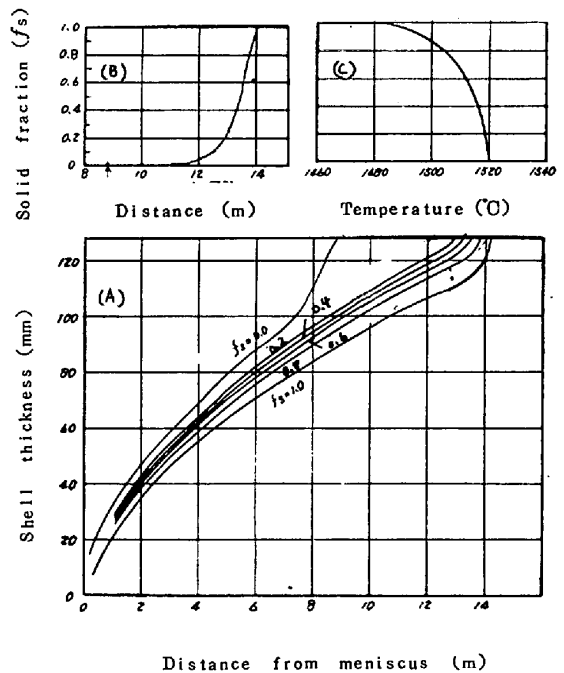


Fig. 6 Process of solidification of C.C. slab (250 mm thick)