

.....
 論 文

UDC 621.746.047-412 : 620.186.12 : 620.192.43 : 620.184 : 620.186

連続鋳造スラブの凝固組織について*

川和 高穂**・佐藤 秀樹***・宮原 忍****
 小谷野敬之*****・根本秀太郎*****

Macro-and Micro-Structure of Continuously Cast Slab

Takaho KAWAWA, Hideki SATO, Shinobu MIYAHARA,
 Takayuki KOYANO, and Hidetaro NEMOTO

Synopsis:

Macro- and micro-structure of continuously cast slab are studied. Macro-structure is mainly dependent on casting temperature. Because of its high solidification rate, macro-segregation hardly takes place. Macro-structure is composed of columnar dendrite, brached dendrite and equiaxed crystal. Micro-segregation takes place not only between dendrite stem and interdendrite, but also inside and outside of equi-axed crystal. Micro-segregation is causative of center line segregation of continuously cast slab when solute enriched melt is squeezed from interdendrite into cavity which is formed by solidification shrinkage or bulging of solidified shell by ferrostatic pressure.

(Received May 16, 1973)

1. 緒 言

前報¹⁾において連鋳スラベの凝固速度、ならびに凝固界面の状態が把握できたので、この点を基礎にして、鋳片のマクロ組織、およびミクロ組織について解説した。マクロ組織については、操業条件が柱状晶、等軸晶、あるいは中央偏析に与える影響を述べる。ミクロ組織に関しては、デンドライト樹枝と樹間、および等軸晶の粒間におけるそれぞれの結晶偏析についての解析結果を述べる。最後に鋳片断面の中央偏析機構を、上述のマクロ組織、およびミクロ組織、さらには連鋳機特有の機械的条件を考慮して考察した。

2. 実験方法

実験は以下の各項について行なわれたので、それぞれについて、実験手法を概説し、詳細な点はそれぞれ実験結果の項で述べる。

2.1 マクロ組織と連鋳操業条件の関係

本実験は、曲げ半径 8m 円弧型のスラブ連鋳機で行なつた。溶鋼は 100 t 転炉で溶製したもので 1 チャージの鋳造時間は約 60 min である。スラブ寸法は幅 1600 mm 厚さ 200 mm であり、鋼種として 40 キロ級の炭素鋼を

供試材とした。

2.2 スラブの鋳造組織とマクロ偏析の調査

前報¹⁾で報告したように彎曲型連鋳スラブの鋳造組織は円弧内外面で非対称組織となつている。この鋳造組織とマクロ偏析の関係を調べるために、鋳造組織の異なる試料および中央偏析の顕著なもの、軽微なものスラブについて厚み方向の詳細な分析を行なつた²⁾。分析方法はカントバック法と C, S に関してはクーロマチック法も並行して行なつた。カントバック法の試料は Fig. 1 に示すようにスラブ厚み方向へ 30 mm φ の角柱をとり (Fig. 1 の左端が彎曲連鋳の内面側、右端が外面側)、カントバック分析位置はスラブ内面から Fig. 1 の各厚み面とした。5~10 mm 間隔のスライス試料をマイクロカッターで切断し、中心付近の 2 mm 間隔の試料はシェーパ切削で分析面を研削し、カントバック分析を交互にくり返して各面の偏析を調査した。クーロマチック分析

* 昭和48年5月16日受付

** 日本鋼管(株)技術研究所 工博

*** 日本鋼管(株)技術研究所

**** 日本鋼管(株)福山研究所

***** 日本鋼管(株)京浜製鉄所

***** 吾孺製鋼(株) 工博

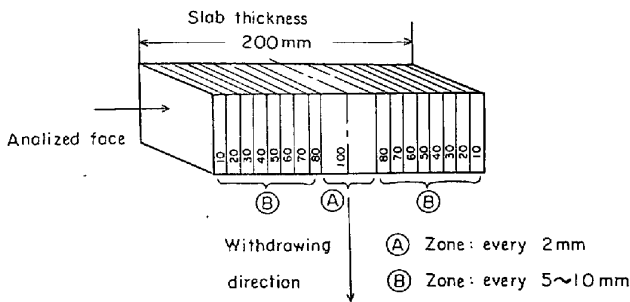


Fig. 1. Sampling for Q. V. Analysis

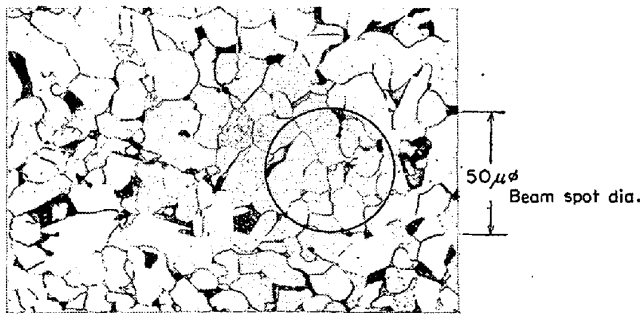


Photo. 1. Structure after normalizing (900°C x 30 min → air cooling).
×400 (7/10)

では内外面表層から 10~60 mm までは 10 mm 間隔, 60 mm~中心までは 2 mm 間隔でシェーパー加工により削粉を採取して分析に供した.

2.3 高速鋳打込法による RI 添加試験³⁾

前報¹⁾で凝固厚みの測定に用いた高速鋳打込法を利用してクレーター先端部での濃化残溶鋼の移動状況を把握するために RI 添加試験を行なった. RI 添加法には 2 方法あり, その 1 つは ¹⁹⁹Au を RI トレーサーとして鋼製鋳の先端部に埋め込む方法, 他法は鋼製鋳自体を放射化して Fe および Cr を RI トレーサーとする方法である. RI 化したピンはメニスカス下 5~7m で, 鋳片上面側幅方向中心部に打込み RI の拡散状況を調べた.

2.4 ミクロ偏析の調査⁴⁾

マクロ偏析とミクロ偏析との関係を調査するため, デンドライ樹枝と樹間, あるいは等軸晶と等軸晶間における成分元素の分配を X. M. A. によつて調査した. 分析箇所はスラブ厚み方向で, スラブ表層から 10 mm, 50 mm, 95 mm, および中心偏析線上である. 分析した成分は C, Mn, Si である. As cast ではフェライト, パーライト粒が粗大化しているのので, 試料を焼準し, 細いフェライト, パーライト組織とした. 1 例を Photo. 1 に示す. したがつて X. M. A. のビームスポット径 (50 μm) 内に数個のフェライト粒とパーライト粒が含まれるように考慮した.

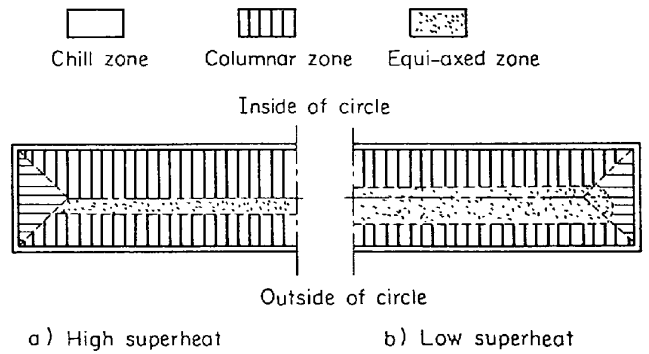


Fig. 2. Schematic figures of macro structure in continuously cast slab.

3. 実験結果

3.1 連鋳スラブの鋳造組織

厚板用炭素鋼で鋳造温度の異なるスラブの横断面における鋳造組織をモデル的に Fig. 2 に示す. 外周からチル晶, 中間に柱状晶, 中心部に等軸晶が存在している. チル晶の厚みは 15~20 mm 程度で, 凝固速度の解析⁵⁾から鋳型内で凝固した部分に相当している. 彎曲型連鋳機においては彎曲の内外側での鋳造組織は非対称である. 溶鋼過熱度の大きいスラブではストランドの円弧内側 (上面) および外側 (下面) からのチル晶につづく柱状晶の発達著しく, 上面からの柱状晶はスラブ厚中央付近まで伸びている. 一方, 下面側の柱状晶は途中までしか成長せず, その後は中心まで分岐状柱状晶組織となっている. 溶鋼過熱度の小さいスラブでは上面側の柱状晶は中心まで成長せず, 等軸晶となっており, 下面側の等軸晶と合わせると等軸晶幅は過熱度大のスラブに比較してかなり大きい. 等軸晶組織を形成する結晶には 2 通りあつて注入温度が比較的高い場合は分岐状柱状晶, 低くなると粒状等軸晶となる.

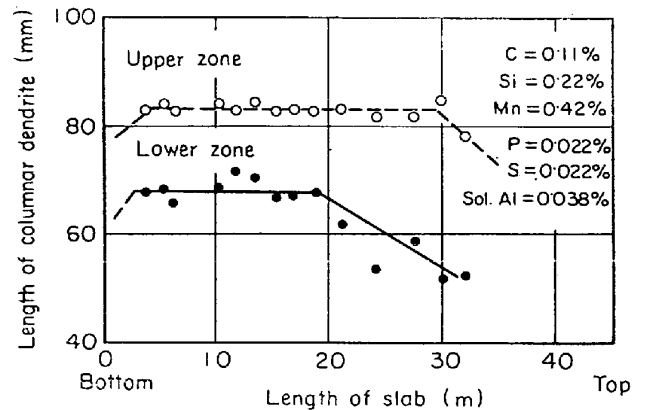


Fig. 3. Variation of the length of columnar dendrite from upper and lower surface of slab through a casting.

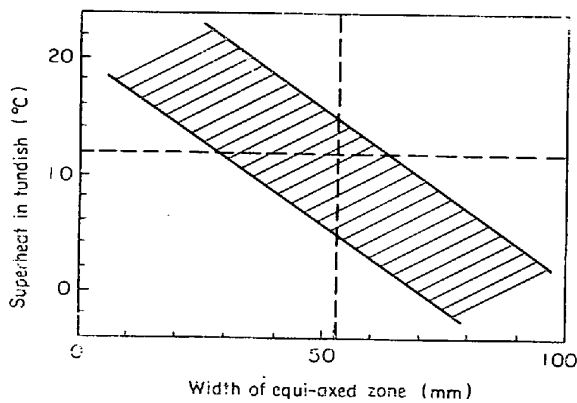


Fig. 4. Relation between width of equi-axed zone and superheat of steel in tundish.

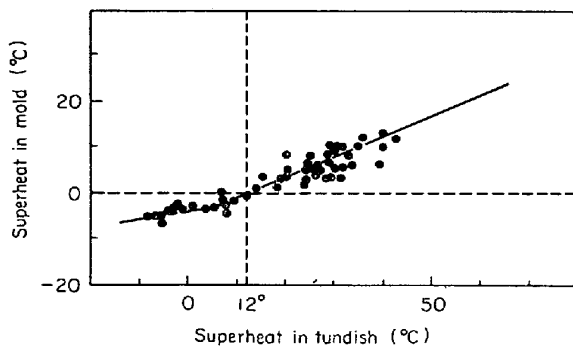


Fig. 5. Relation between superheat in tundish and that in mold.

ストランド長さ方向における柱状晶長さを上面側と下面側について調査した結果を Fig. 3 に示す。 casting 末期においては上下面ともに柱状晶長さは短くなって、逆に中心部の等軸晶幅が大きくなる。この等軸晶幅と操業条件との関係を見るとタンディッシュ内溶鋼過熱度の影響がもつとも大きく、Fig. 4 に示すように等軸晶幅を 53 mm 以上にするためにはタンディッシュ内溶鋼過熱度が 12°C 以下ということになる。タンディッシュ内の溶鋼は浸漬ノ

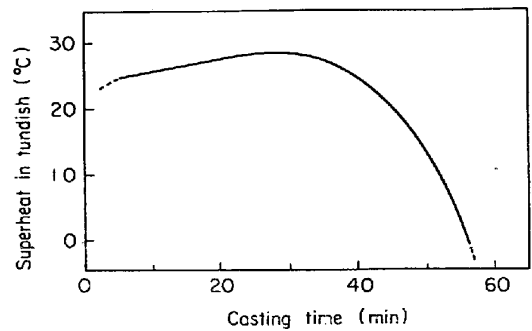


Fig. 6. Change of the temperature of molten steel in tundish during a casting of one heat (100 t).

ズルを通して鑄型に注入されるが、この間にある程度の温度低下がある。そこでタンディッシュ内過熱度と鑄型内溶鋼の過熱度との関係を調べ、Fig. 5 に示した。Fig. 5 よりタンディッシュ内過熱度が 12°C 以下の場合、鑄型内の過熱度は 0°C 以下となり、このような条件下では等軸晶幅が 53 mm 以上となる。しかし 1ch 100 t の溶鋼を連鑄する場合、このような温度条件は必ずしも容易には得られない。すなわち 60 min の鑄造時間中において溶鋼温度は鑄造中期の方が末期よりも 15~30°C 高いからである。鑄造中期において溶鋼の過熱度を 12°C に調整した場合には鑄造の後半で浸漬ノズル内の溶鋼が凝固するため望ましくはない。Fig. 6 に 100 t の溶鋼を 60 min で鑄造したときのタンディッシュ内の溶鋼温度変化の 1 例を示した。したがって通常の操業では等軸晶の幅を常に 50 mm 以上発生させることには、操業上不可能ではないが、容易な作業ではない。低温鑄造を一定期間現場的に実施した結果では、作業的な問題もさることながら、鋼中の介在物量が増加した。

3.2 マクロ偏析

鑄造組織とマクロ偏析の関係を調査するため、溶鋼過

Table 1. Casting conditions of slab samples

Heat	High temperature casting						Low temperature casting					
	A			B			C			D		
Analysis (%)	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn
	0.14	0.24	0.71	0.15	0.23	0.76	0.13	0.21	0.68	0.13	0.22	0.62
Temperature in tundish	1 535°C			1 545°C			1 516°C			1 521°C		
Superheat	17°C			28°C			4°C			1°C		
Casting Speed	0.5m/min			0.6m/min			0.5m/min			0.65m/min		
Center segregation	slight			heavy			slight			heavy		

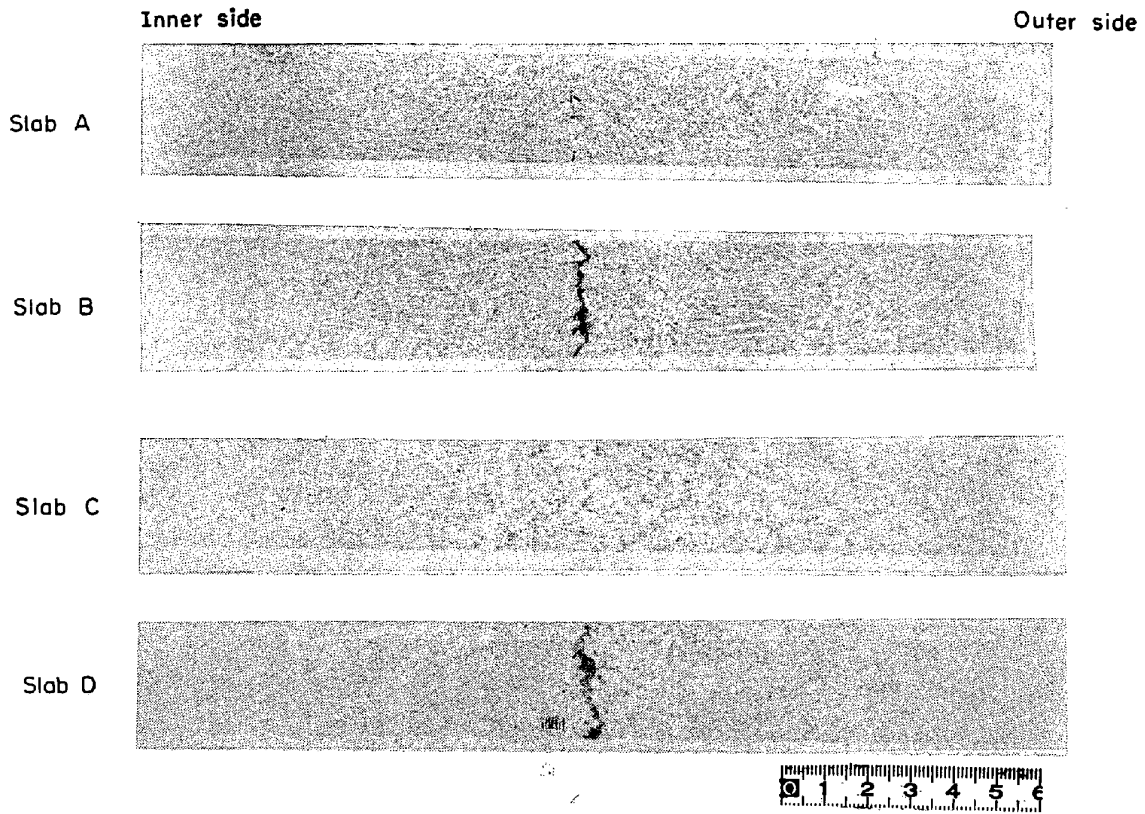


Photo. 2. Sulfur print of slab samples A, B, C, D.

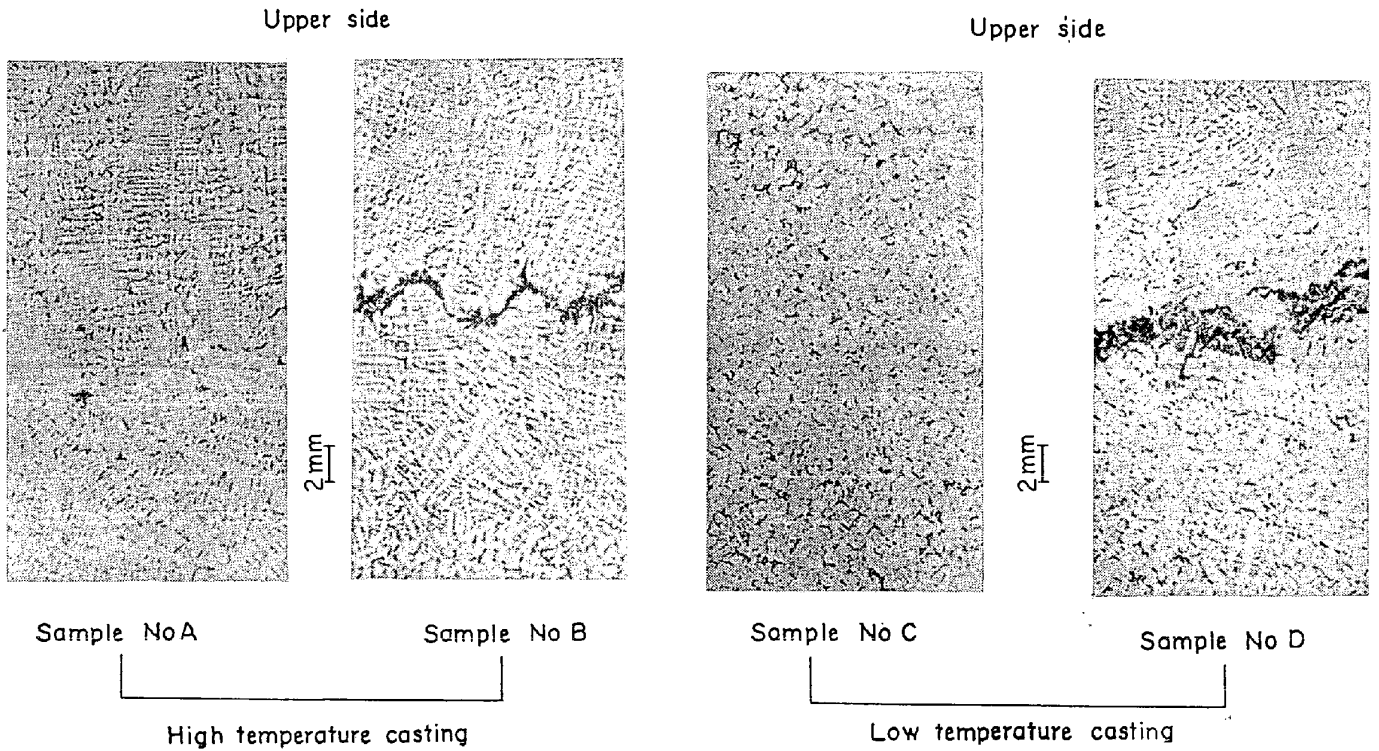


Photo. 3. Comparison of center segregation and cast structure obtained under various casting conditions.

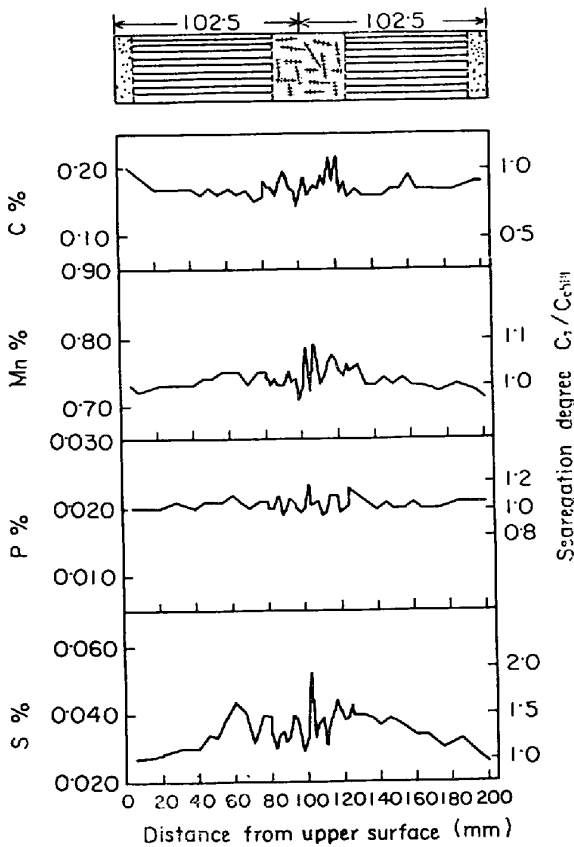


Fig. 7. Distribution of elements in the slightly segregated slab, casted at high temperature (Sample A).

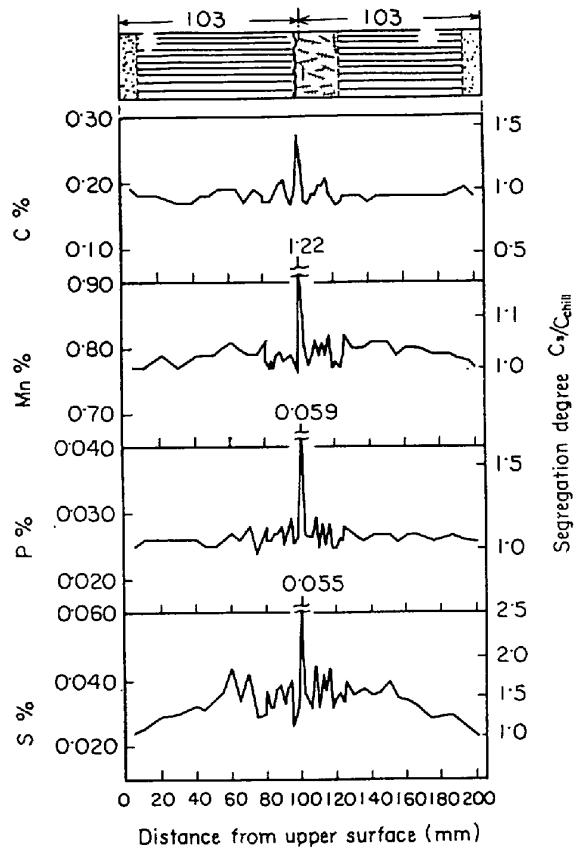


Fig. 9. Distribution of elements in the heavy segregated slab, casted at high temperature (Sample No B).

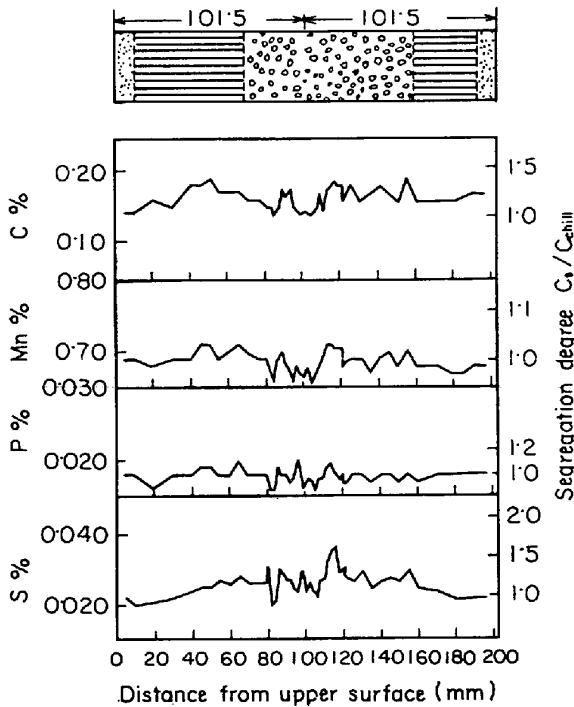


Fig. 8. Distribution of elements in the slightly segregated slab, casted at low temperature (Sample C).

熱度の異なる試料で、かつ中央偏析程度の異なる試料を選び、カントバック法 (Q.V.), および化学分析法でスラブ厚み方向の分析を行なった。供試材の履歴を Table 1 に示す。また各試料のサルファープリントを Photo. 2 に示し、中心部付近のマイクロ組織をオーバーホッパー氏液で現出させ、これを Photo. 3 に示した。試料上面からの各位置におけるカントバック分析値をチル晶で除した値を偏析度とし比較的中央偏析が軽度な試料 A.C. スラブについて偏析状況を示したのが Fig. 7, 8 である。全体的にスラブ厚み方向のカントバック法による S 偏析状況はチル晶からしだいに大きくなり、上面 60 mm 付近から偏析度の増加がなくなり、90~95 mm で偏析度が減少する領域があつて、軸心部で最大濃厚偏析を示している。ストランド円弧の内外での偏析状況に差はみられず、対称となつている。また鑄造組織との関連では、柱状晶 (Aスラブ) と等軸晶 (Cスラブ) で偏析状況に差はみられない。中央偏析が顕著な試料 B, Dスラブの偏析状況は Fig. 9, 10 に示すとおりであり、S の偏析度は軸心部で 3~4 となつている。Photo. 3 のマイクロ組織から Bスラブは中央まで柱状晶となつており、軸心部の濃化

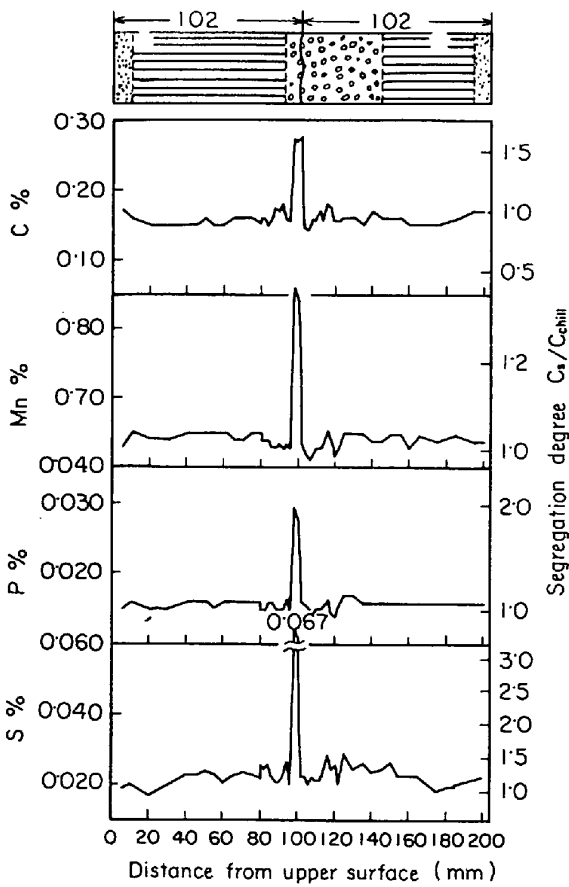


Fig. 10. Distribution of elements in the heavy segregated slab, casted at low temperature. (sample No D)

域幅は 0.2~1 mm である。D スラブは過熱度が小さく、上面側の柱状晶は中央まで発達せず等軸晶となっている。濃化域幅は 1~2 mm と過熱度の大きい B スラブよりむしろ大きい。B スラブの試料についてクーロマチック法による分析を行なった結果を Fig. 11 に示す。チル晶から 90 mm 厚までは C, S とともにほとんど偏析が

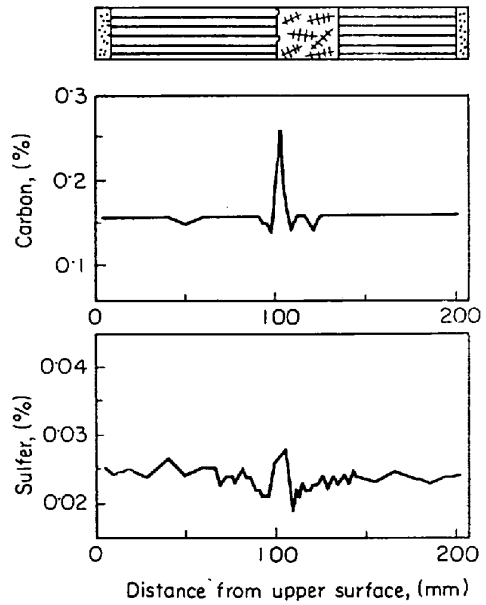


Fig. 11. Carbon and sulfur distribution in the C.-C. slab with heavy center segregation. (Sample No B)

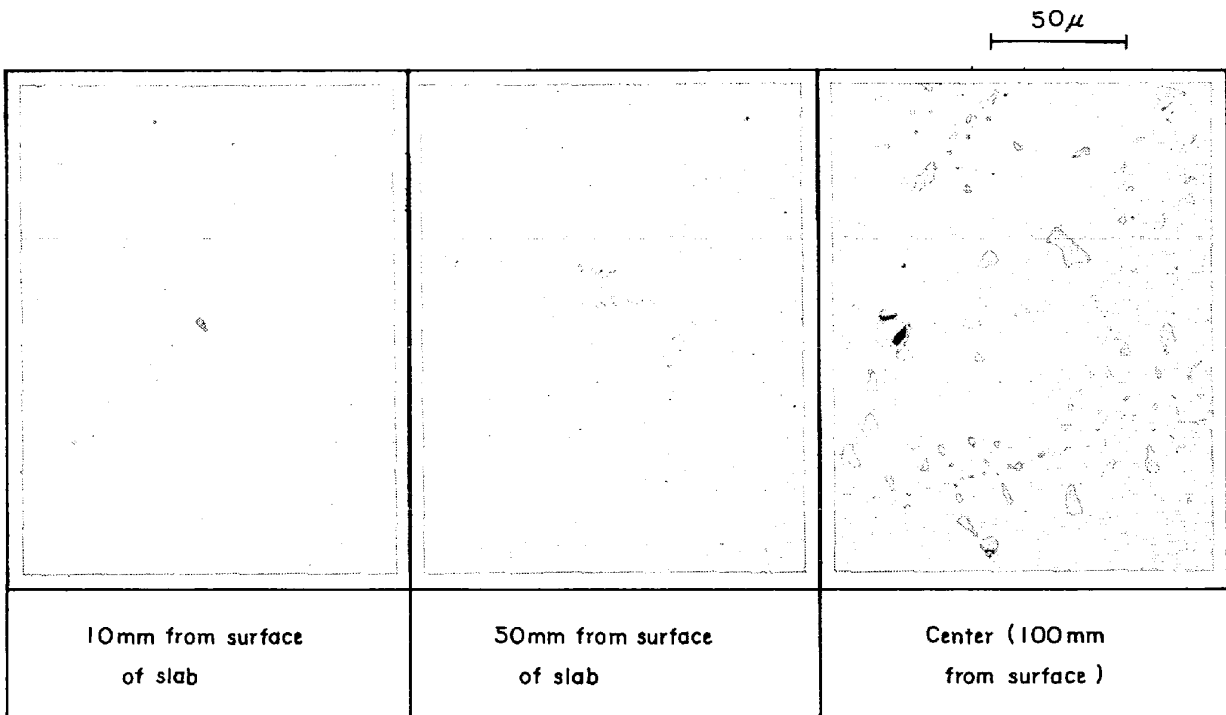


Photo. 4. Sulfide morphology in each part of slab.

なく、90 mm から軸心にかけては一度負偏析となつてから最大濃厚偏析を示している。カントバック法の結果と比較すると軸心部の傾向は一致しているが、チル晶から中間部で著しい相違がある。これはS分析法の相違でカントバック法では硫化物 MnS の形状が凝固の進行とともに Photo. 4 に示すように大きくなり、ここから発光された強度が強調されたためと思われる。これに対してクーロマチック法は削粉を溶融して分析するため平均的な濃度を示すことになるので硫化物の大きさによらない。したがって偏析状況としてはチル晶から中間部ではほとんど濃化がなく、最終凝固直前において負偏析を呈し、その後濃厚偏析が現われると考えられる。S以外の C, Mn, P も S と似たような挙動を示した。

いずれにしても中央偏析の発生は溶鋼過熱度、すなわち鑄造組織にのみ支配されるのではなく、後述するように連鑄特有の機械的要因が大きな影響を持つと考えられる。

3.3 クレーター先端部での濃化残溶鋼の移動と中央偏析度の関係 (RI による測定)

Photo. 5 は鋸先端部に ¹⁹⁸Au を埋め込み、約 85 mm 凝固した時点で打ち込んだ場合の鋸部のマクロ組織ならびに RI 写真である。なお観察面は引抜方向に平行な面である。RI の平均移動速度を以下のように考えた。鋸を打ち込んだ位置 Z₀ の未凝固相の厚み x₀ を実測し、凝固定数 K を逆算すると K = 2.91 cm/min^{1/2} が得られた。Z₀ 以後の位置 ΔZ における未凝固厚み x は (1) 式で与えられる。

$$x = 2 \left(D - 2.91 \sqrt{\frac{Z_0 + \Delta Z}{v}} \right) = 2(D - 2.91 \sqrt{t_0 + \Delta t}) \dots \dots \dots (1)$$

ここで D : スラブ厚みの半分 (cm)

v : 引抜速度 (cm/min)

t₀ : Z₀/v (min)

Δt : Z₀ から Z₀ + ΔZ までの移動時間 (min)

ΔZ における x を RI 写真から実測し、Δt を求め、ΔZ/Δt を RI の平均移動速度とする。

Photo. 5 で RI は 330 mm 移動していたが、この移動に要する時間 Δt は 1.51 min であるので平均移動速度は 22 cm/min になる。

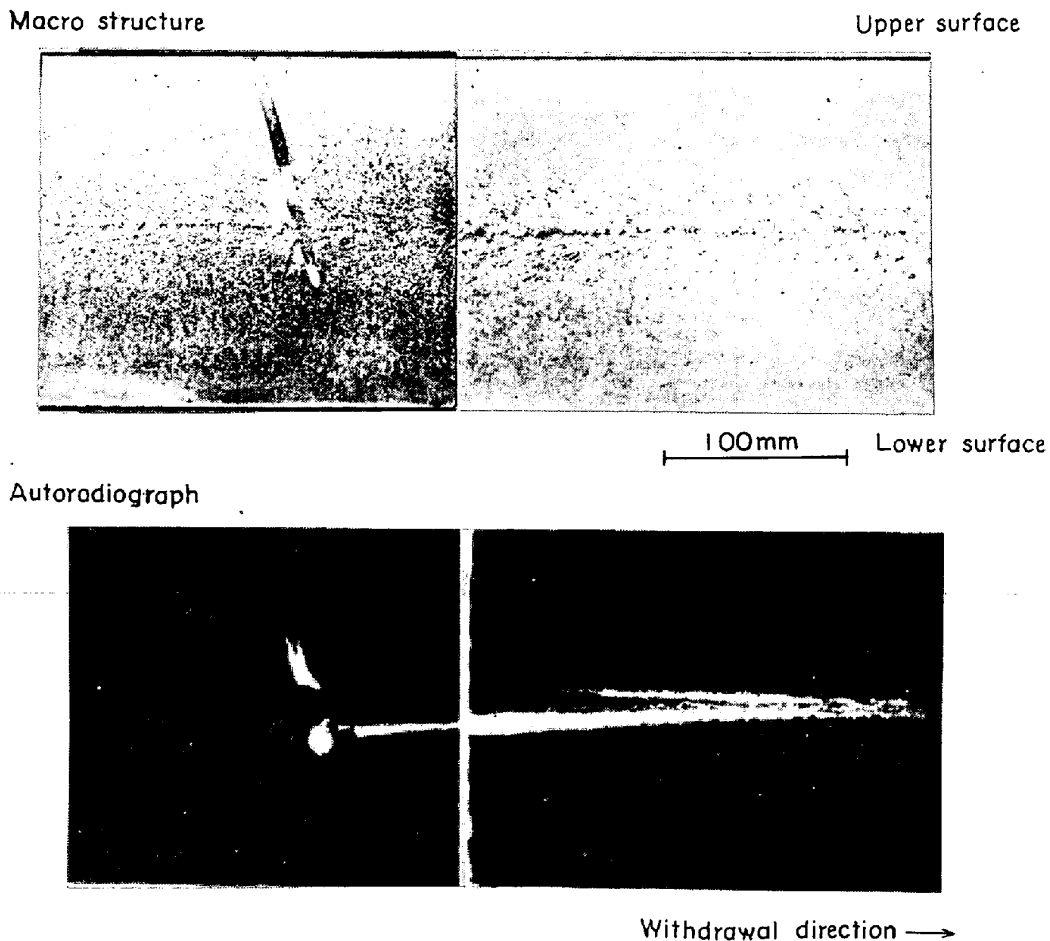


Photo. 5. Macro structure and autoradiograph of the slab with center segregation obtained by radioactive pin (¹⁹⁸Au) shot into the crater end.

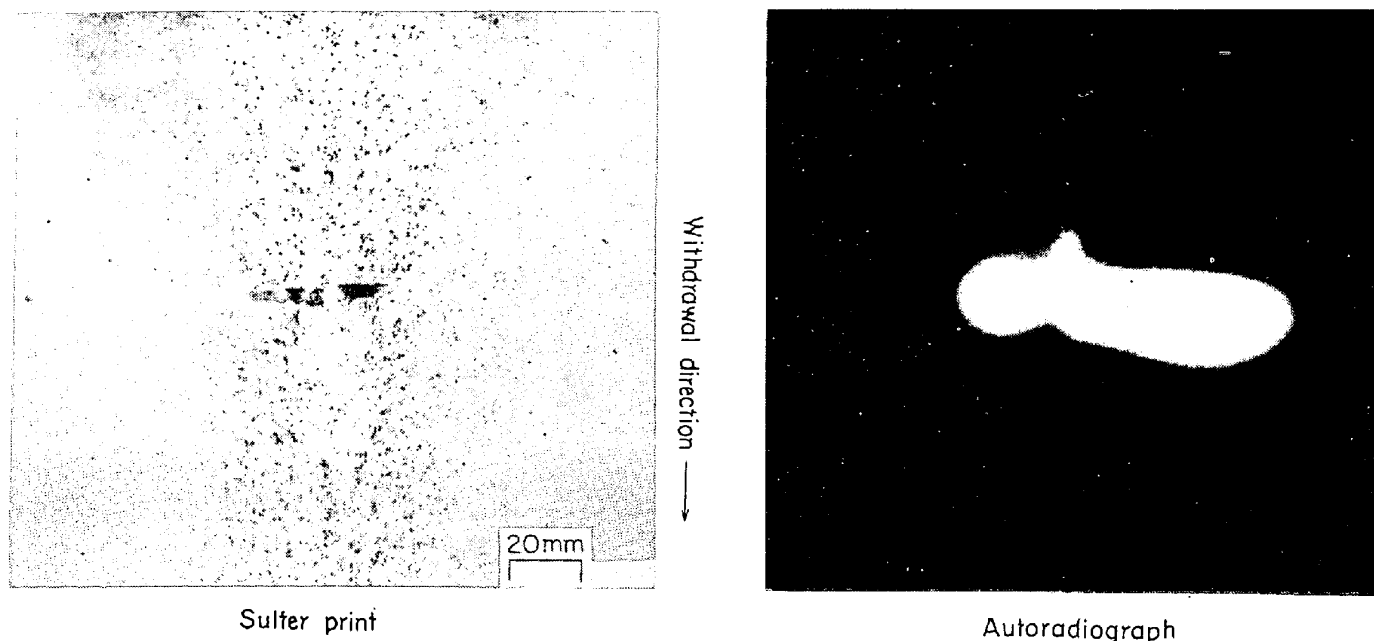


Photo. 6. Sulfur print and autoradiograph of the slab without any center segregation obtained by radioactive pin (^{59}Fe) shot into the crater end.

つぎに、鋳自体を放射化 (^{59}Fe) し、さらにクレーター先端に近い位置 ($D_L \approx 90 \text{ mm}$, $D_S \approx 80 \text{ mm}$) にも打ち込んだ。その結果 12ch 中、RI の移動が見られたのは、 0.45 m/min で引抜いた 2ch と 0.60 m/min の 1ch であり、その最大移動長さは 60 mm であつた。

これらの場合、鋳打込時に、バルク溶鋼は半流動状態にあり、RI の移動の軌跡は、粒状等軸晶のフローパターンと同様な形をとり、最終的に RI の移動先端部の RI 帯は中央偏析帯と完全に一致していた。それに対し Photo. 6 は鋳自体が溶けているにもかかわらず、下方への RI の移動はなく、中央偏析線もない。Fig. 12 は上述の結果を中央偏析度と RI の移動の有無で整理したものであるが、これらの間には明りような相関があり、クレーター先端における残溶鋼の移動が中央偏析生成の主たる要因であることが推論できた。

3.4 組織とマイクロ偏析について

3.4.1 連続鋳造スラブのマイクロ組織

前報中¹⁾ 3.4 で大略述べたが、ここでは鋳造組織が大きく異なる高温、低温鋳造材を中心に詳細に報告する。Photo. 7 にその代表例を示したが、溶鋼過熱度がタンディッシュ内 30°C 以上である E 材では、表層下約 10 mm までの dendritic 状等軸晶部の成長が終わると、上下面とも、柱状晶が成長を開始する。その後、上面側では約 90 mm まで方向性のそろつた柱状晶組織となり、ついで、肥大した dendritic 状等軸晶に移行する。それに対し、下面側では柱状晶は 80 mm 程度で成長を終

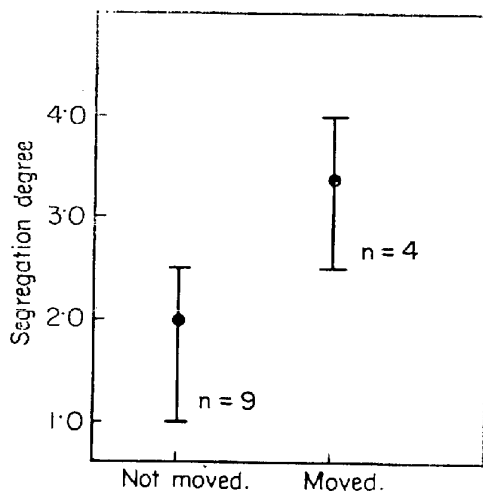


Fig. 12. Effect of movement of residual molten steel on segregation degree.

わり、以後、上面側と同じ dendritic 状等軸晶領域に移行する。本試料は中央偏析度が大で、それをはさんで $\pm 15 \text{ mm}$ 範囲で鋳造方向への溶鋼の流動があつたと観察される箇所があり、この範囲は等軸晶の生成範囲とほぼ一致している。さらに本試料では上下組織が不連続になつており、収縮孔も中央偏析部を除き少ない。

G 材は、過熱度が 3°C と低いため、組織は E 材と大きく異なつてゐる。すなわち、表層下 20 mm までの範囲では、等軸晶中に一部粒状晶がトラップされており、それ以降、上面側では約 60 mm 付近まで柱状晶が成長するのにに対し、下面側は 40 mm 付近まで、等軸晶-粒状

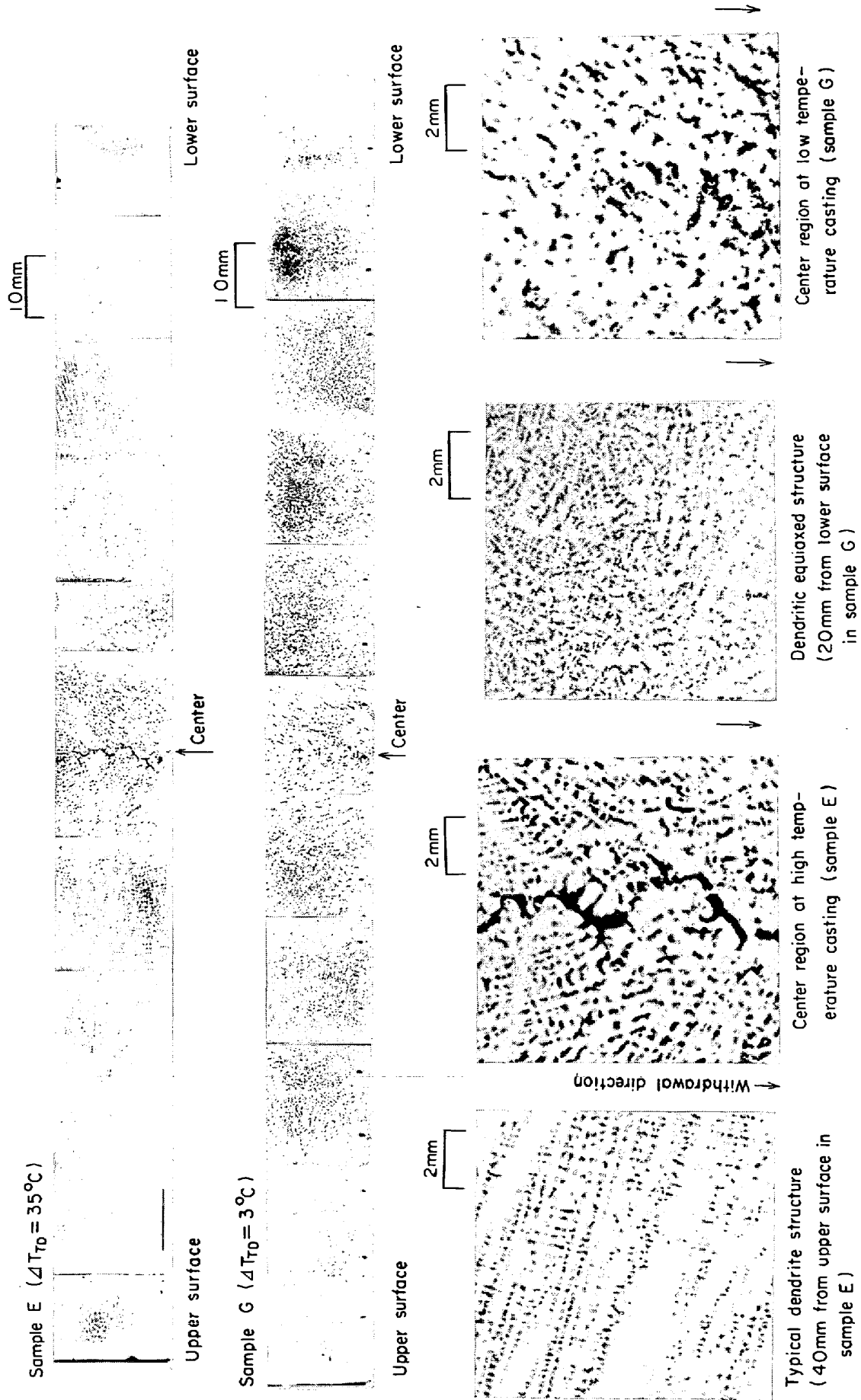


Photo. 7. Micro-structures of a CC Slab (etched by Oberhoffer reagent).

晶の混在組織になっており、もはや柱状晶は存在しない。上面側では 80 mm 付近まで、等軸晶がみられるが、それ以降は溶鋼流動を伴う粒状晶領域になる。一方、下面側は 40 mm 以降 70 mm までは溶鋼流動を伴わない粒状晶領域であり、それ以降中心までは溶鋼流動のある粒状晶領域になっている。中央偏析部は分散しており、その程度も軽いが、溶鋼流動に沿って微細な収縮孔が多数存在しているのが観察される。

以上、連铸スラブに観察される典型的な凝固組織について述べたが、粒状晶、等軸晶の生成機構については、3.1 で触れたような、タンディッシュ内過熱度のほかに

引抜速度、二次冷却強度などの操業条件、さらには、連铸機種などの総合的見地に立つた解析が必要である。

3.4.2 連铸スラブのマイクロ偏析

前述のマクロ偏析の調査結果から、クレーター先端での濃化溶鋼の移動が中央偏析と密接に関係していることが実証できた。この場合濃化溶鋼はデンドライト樹間に存在すると考えられ、したがって、中央偏析線近傍の樹間の成分濃化度は中央偏析のそれと一致するはずである。もちろんこの推論は凝固中、および凝固後濃化した成分が固体拡散によつて均一にならないことを前提としている。凝固後の拡散については考察で述べることにす

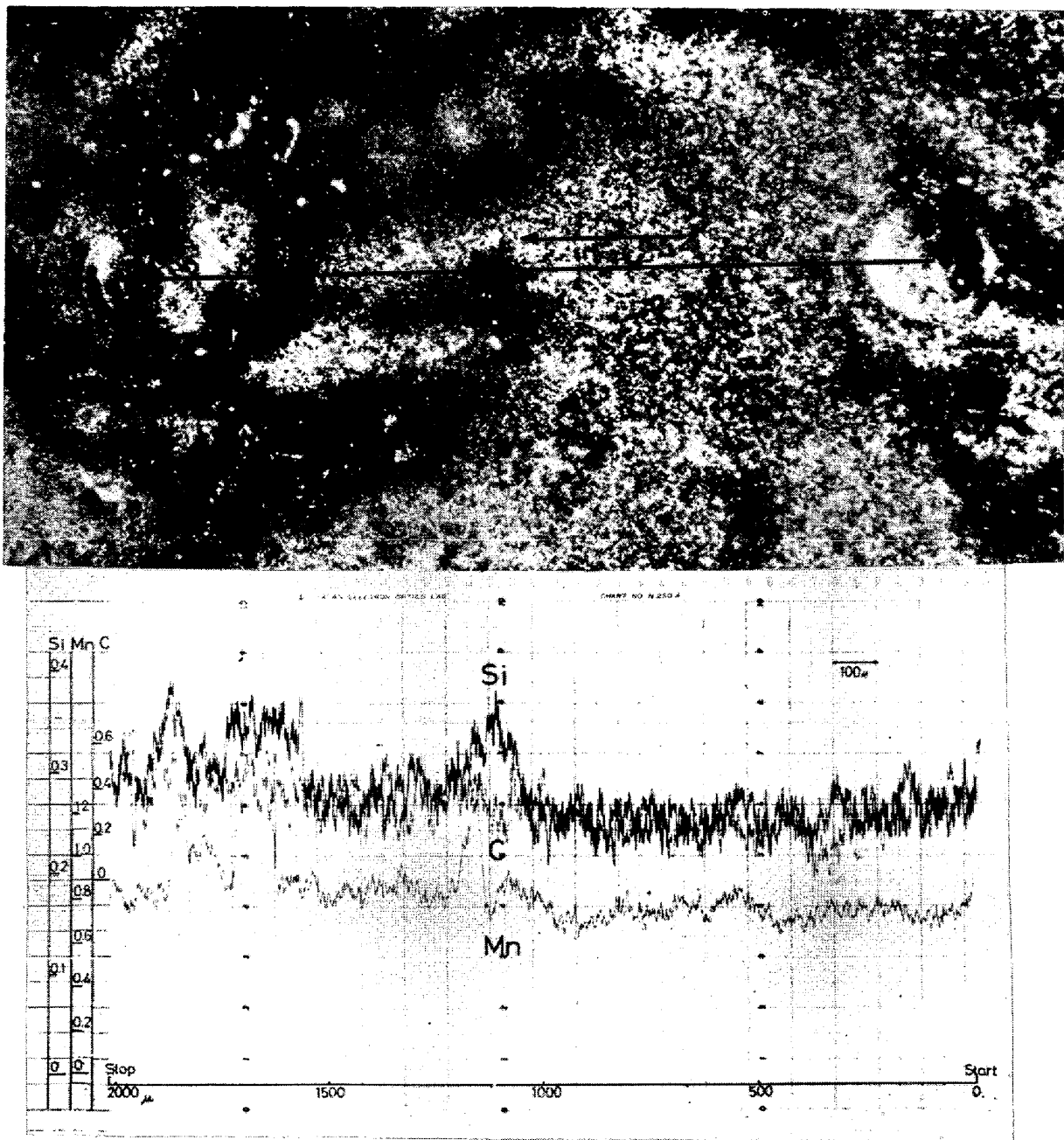


Photo. 8. Micrograph and XMA line-analysis of dendrite and interdendrite.

Table 2. X.M.A. analysis at each

	Sample no. (Center segregation degree)	Q. V.			X. M. A.*							
		Ladle analysis			C max and C min at each							
					10 mm							
		C	Si	Mn	C max			C min			C max	
C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si		
High temp. casting	A (Slight)	0.14	0.24	0.71	—	—	—	—	—	—	—	—
	B (Heavy)	0.15	0.23	0.76	0.20	0.32	0.81	—	0.24	0.68	0.21	0.31
Low temp. casting	C (Slight)	0.13	0.21	0.68	—	—	—	—	—	—	—	—
	D (Heavy)	0.13	0.22	0.62	0.13	0.27	0.66	0.09	—	—	—	—

* Beam spot dia.=50 μ , mainly point counted data.

** from the data measured macro-segregation of C-C slab.

る。試料は 3.3 で述べた A, B, C, D のサンプルで、表層より 10, 50, 95, 100 mm (100 mm は中央偏析線上) の各場所で、分析した面は C 断面である。分析法は、線分析、点分析を併用し、X, M, A の電子ビーム径は、デンドライト 2 次アーム間隔を考慮して、50 μ とした。As-cast 材の凝固組織にはウイドマンステッテン状のフェライトが多数出現しており、デンドライト組織を明りように観察できない。そこでサンプルを 900°C × 30 min 熱処理後空冷して微細なフェライトパーライト組織とした。分析精度の点から C, Mn, Si を分析した。分析精度は C \pm 0.015%, Si \pm 0.01%, Mn \pm 0.02% である。線分析の結果の 1 例を Photo. 8 に示した。また点分析の結果を Table 2 に示した。Table 2 には分析結果のほかに、取鍋分析値、Q. V 分析で、中央偏析線を含む面上での成分分析結果をも併記して示した。この結果から拡散係数が小さい (10⁻⁷ cm²/sec 以下) Si, Mn については、周辺より 95 mm の樹間濃度と中央偏析線上の濃度とが一致しており、中央偏析はデンドライト樹間溶鋼と同一濃度であることが示された。C については後述する。

4. 考 察

考察において、実験結果を統一的に整理し、解釈し、連铸スラブの重要な問題点の一つである中央偏析の発生機構を説明する。

4.1 マクロ偏析について

連铸スラブの厚み方向の偏析をマクロ偏析と見なし、

その偏析機構を考察してみると、周辺から中心までの凝固は一方向凝固であるとみなせる。もちろん鑄造方向における未凝固相の流動は考えられるが、鑄造方向での成分変化は少ないので、マクロ偏析を論ずる点からはこれを無視して考えることができる。一方向凝固を想定し考察する場合には、PHANN の式 ($C_s/C_o = K_o(1-f_s)^{K_o-1}$) が考えられるが、式的前提として平滑界面を想定しており、連铸スラブの凝固界面はデンドライトが存在しているので、仮に平衡分配係数 K_o の代わりに実効分配係数 K_E を適用しても問題がある。この点は Fig. 10 における C, S の分布において、中央付近の負偏析が PHANN の式では説明できないことから明らかである。スラブ中央を除いて、連铸スラブには厚み方向のマクロ偏析はほとんど生じない。この理由は、凝固界面がデンドライトで構成され、凝固速度が鋼塊の凝固速度よりも大きいために、固相界面と液相界面の幅が小さく、よつて樹間の残溶鋼が液相バルクへ拡散、もしくは移動しないまま凝固するからであると考えられる。スラブ中央の偏析については後述する。

4.2 ミクロ偏析について

ここでいうミクロ偏析とはデンドライト樹枝と樹間との溶質分配によるものであり、定量的な分析結果については 3.4 で述べた。ここでその偏析機構を取り扱う。デンドライト 2 次アームの樹枝と樹間の溶質分配については K. SCHWERTFEGGER⁶⁾ が詳細な研究を行なっている。その取り扱いは 2 次アームが平面状に広がっていると仮定し、その平面間が一定速度で凝固する場合、溶質の

place from CC slab surface

place from C-C slab surface										Q. V.**					
50 mm				90~95 mm						Cav. of center segregation region			Cav. of center segregation region		
C min				C max			C min								
Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn
—	—	—	—	—	0.30	0.84	0.04	0.25	0.71	—	—	—	0.165	0.22	0.73
0.79	0.10	0.24	0.68	0.17	0.33	0.78	0.08	0.25	0.65	0.34 (max) 0.37	0.33 (max) 0.40	0.89 (max) 0.90	0.27	0.255	1.22
—	—	—	—	—	1.26	0.76	0.08	0.21	0.60	—	—	—	0.145	0.20	0.68
—	—	—	—	0.17	0.36	0.76	—	0.24	0.60	0.35	0.32	0.75	0.275	0.235	0.86

固相-液相間分配は、FLEMING らの導いた式⁷⁾によるとしている。FLEMING らの式は凝固界面では平衡分配係数に従って溶質分配が行なわれ、同時に凝固が完了するまでの時間内は固相拡散によって溶質の均一化が進行するとしている。なお上式は

PHANN らの式⁸⁾ : $C_s/C_o = K_o(1-f_s)^{K_o-1}$ (2)

WILCOX らの式⁹⁾ : $C_s/C_o = K_E(1-f_s)^{K_E-1}$ (3)

FLEMING らの式⁷⁾ : $C_s/C_o = K$

$K_o[1-f_s/(1+D_s \cdot \theta_f \cdot K_o/L^2)]^{K_o-1}$ (4)

ただし $\partial X/\partial \theta = \text{const.}$

ここで、 C_s : 固液界面の固相濃度 (%)

f_s : 固相率 (-)

C_o : 初期濃度 (%)

K_o : 平衡分配係数 (-)

K_E : 実効分配係数 (-)

θ_f : 部分凝固時間 (sec)

L : デンドライトアーム間隔の 1/2 (cm)

D_s : 固相中の拡散係数 (cm²/sec)

$\partial X/\partial \theta$: 凝固速度 (cm/sec)

PHANN の式から誘導されている。K.SCHWERTFEGER はまた完全凝固後鑄塊の冷却過程における溶質の固相拡散についても計算している。これらの結果を検討してみると、2次アームにおける溶質分配は PHANN の式もしくは WILCOX の式に従って行なわれ、その後凝固中、およびその後の冷却過程で溶質拡散が行なわれることは推定される。この際 Mn, Si は 1400°C 前後で拡散係数が 10⁻⁷ cm²/sec 程度であるから固相拡散の程度は小さ

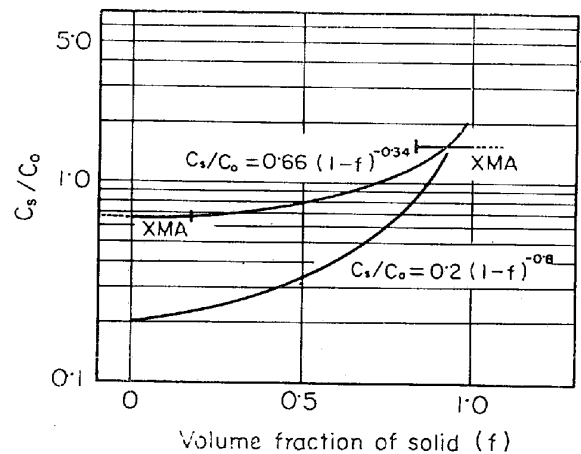


Fig. 13. Solute distribution between dendrite stem and interdendrite (50 mm from slab surface).

いが、Cではこれが 10⁻⁵ cm²/sec となるためかなりの均一化が進行すると考えられる。Fig. 13 にはスラブ周辺からの場所における樹枝と樹間の溶質濃度を C_s/C_o で示したが、この結果を WILCOX の式で説明するならば実効分配係数 $K_E=0.66$ となる。よって $K_o=0.2$ の場合からは大きく偏位している。一方 FLEMING らの式で $K_o=0.2$ とし、 D_s が 10⁻⁵~10⁻⁷ cm²/sec とした場合の C_s/C_o を Fig. 14 に示した。その他の条件としては $L=150\mu$, $\theta_f=280$ sec とした。よって D_s が 10⁻⁵~10⁻⁶ cm²/sec の場合には著しい固相拡散が行なわれることが示されるが、 $f_s=0$ では $C_s/C_o=0.2$ であり、Fig. 13 の実測データが $C_s/C_o=0.66$ であるのが説明できない。おそらく凝固中の拡散以外に室温までの冷却過程

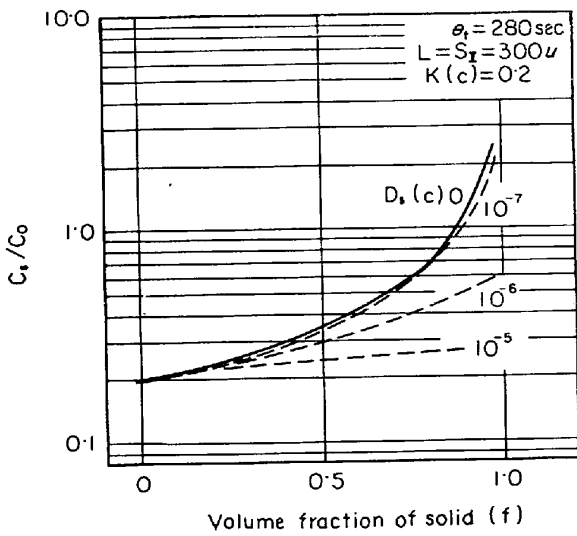


Fig. 14. Effect of diffusion constant on solute distribution by the equation (FLEMING & BRODY⁷⁾).

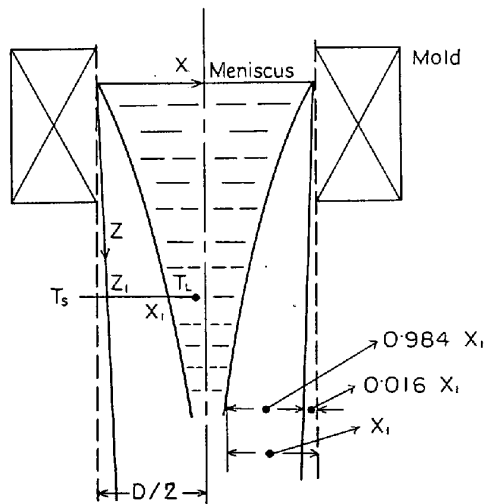


Fig. 15. Schematic model for calculating ratio of shrinkage during solidification.

における拡散も考慮する必要がある。よつて Table 2 に示す通り、スラブ周辺から 95 mm の場所の樹間における C 濃度は、中央偏析線上の C 濃度より低くなつてゐるのは、固相拡散によるものであると考えることができる。X.M.A による C 分析精度には若干問題もあるため、精密な研究は今後の問題である。

4.3 凝固収縮について

凝固に際しては鋼の体積変化にともなう凝固収縮があり、鋳型のテーパーやロール間隔の設定上、その定量的な把握が必要である。また最終凝固部における濃化残渣鋼の移動が凝固収縮とバルジングにより支配されると考えられ、凝固収縮量がどの程度あるかが問題となる。ここでは簡単なモデルにより凝固収縮量を計算した。

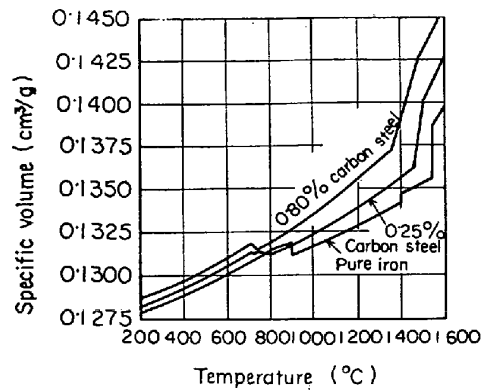


Fig. 16. Change of specific volume by temperature¹⁰⁾.

Fig. 15 に示すモデルから任意の深さ Z_1 における凝固厚さ X_1 は引抜速度 v を介して(5)式で表わされる。 K は凝固係数である。

$$X_1 = K\sqrt{Z_1/v} \dots\dots\dots (5)$$

任意の凝固厚みにおける温度 T は鋳片表面温度 T_s と液相線温度 T_L 間を近似的に直線関係とすると(6)式で示される。

$$T = T_s + \frac{T_L - T_s}{X_1} X \dots\dots\dots (6)$$

温度降下にもなう比体積の変化は Fig. 16¹⁰⁾ に示される $C = 0.25\%$ の値を用いた。計算法としては比体積の変化を近似的に線膨張率に換算し、液相線温度における線膨張率を基準 (= 1) にして温度関数を求めた。 θ を収縮の割合とし、その温度関数を求めると(7), (8)式となる。

$$\theta_A = 1.78 \times 10^{-5} \times T + 0.9637 \quad (800^\circ\text{C} \leq T \leq 1475^\circ\text{C}) \dots\dots\dots (7)$$

$$\theta_B = 4.0 \times 10^{-4} \times T + 0.40 \quad (1475^\circ\text{C} \leq T \leq 1500^\circ\text{C}) \dots\dots\dots (8)$$

Z_1 における全収縮量は表面温度から固相線温度(ここでは 1475°C) までと固相線温度から液相線温度(ここでは 1500°C) までの収縮量の全量で(9)式のように与えられる。

$$D = \int_0^X \theta_A dX + \int_X^{X_1} \theta_B dX \dots\dots\dots (9)$$

ここで、 θ_A : 鋳片表面温度から固相線温度までの収縮の割合

θ_B : 固相線温度から液相線温度までの収縮の割合

D : 収縮後の鋳片の厚み

表面温度を 800°C とし計算すると X_1 だけ凝固する場合には凝固収縮により、凝固厚みは $0.984 X_1$ となり 1.6% の収縮量となる。しかしこの値は凝固進行中の全

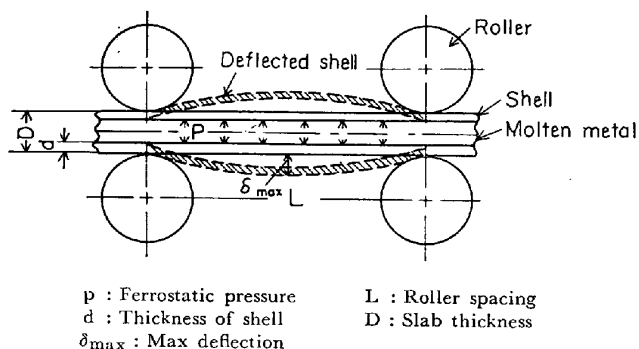


Fig. 17. Schematic model for calculating deflection caused by ferrostatic pressure.

収縮量を示しており、最終凝固部での残溶鋼の移動に関与する収縮量ははるかに小さくなっていく。かりに収縮の割合が1.6%とし、最終凝固幅が10 mmとすれば収縮量は160 μ となる。しかし濃厚偏析帯の幅は Photo. 3 でみられるようにこれよりはるかに大きい。しかし300 μ 収縮し、ここへ濃化溶鋼が吸引されれば、明りような中央偏析を形成する可能性がある。

4.4 溶鋼静圧によるバルジングについて

スラブのクレーターの各高さにおいては溶鋼高さに相当するだけの静圧をうける。この静圧 P が作用する場合には、ロール間において微小なバルジングを起こすことが十分考えられる。Fig. 17 のような単純な弾性体の梁についての最大たわみ量 δ_{max} を計算すると (10) 式のようなになる。

$$\delta_{max} = \frac{60}{384} \cdot \frac{Pl^4}{Ed^3} \dots\dots\dots (10)$$

ここで、P : 溶鋼静圧 (kg/cm²)
 l : ロール間隔 (cm)
 E : ヤング率 (kg/cm²)
 d : 凝固厚み (cm)

同様な計算は H. KNELL¹¹⁾ も行なっており (11) 式で示される。

$$\delta = \frac{Pl^2}{16Ed^3} \left\{ \frac{5}{2} l^2 - 3\nu D^2 + \nu (D+W)^2 \right\} \dots\dots (11)$$

ここで、D : 鋳片厚み (cm), W : 鋳片幅 (cm)
 ν : ポアッソン比 (-)

したがって一般的にバルジング量は溶鋼静圧に比例しロール間隔の4乗に比例し、凝固厚さの3乗に反比例するといえる。(10)式により計算した結果を Fig. 18 に示す。また比較として(11)式の結果を示した。Photo. 3 の軸心部における偏析幅が0.5~2 mm 程度あることは、(10)式で求めたバルジング量とオーダー上で一致する。

4.5 中央偏析の発生機構

これまでに述べてきた測定結果、あるいは解析した結

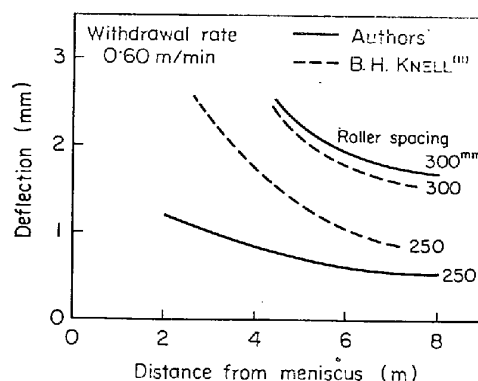


Fig. 18. Calculation of deflection of shell caused by ferrostatic pressure.

果を総括し、中央偏析の発生機構を考察する。考察の出発点としては凝固組織を決定している凝固界面の構造が凝固の進行とともにどのように変化するかを追跡することが重要である。鋳片は引抜かれているため、凝固の進行とともに下方に移動することを考慮しなければならない。そこで凝固シェルが発達し、液相線が中心線に達するまでの時期とそれ以後の時期とに分けて考察する。

(1) 液相線が鋳片断面の中心線まで達する時期の凝固

この時期までは流動する溶鋼バルクが液相線前方に存在する。したがってバルジングあるいは凝固収縮によって生じた部分にはバルク溶鋼が供給され、そのため凝固界面のデンドライト樹間の濃化溶鋼は、皆無ではないがほとんど樹間にトラップされたままであり、バルクへ樹間の濃化溶鋼を排出することはない。この点は Fig. 7 ~ 11 から明らかである。

(2) (1)以後の時期における凝固

この時期から固相線が中心線に達するまでの凝固においては、中心線と固相線の間は柱状デンドライトもしくは等軸晶で充填されているため、(1)の場合と同様樹間濃化溶鋼は中心線方向へ排出されず樹間にトラップされたまま凝固が進行する。ここで凝固収縮、あるいは溶鋼静圧によつてバルジングが発生した場合にはデンドライト樹間もしくは等軸晶粒間の濃化溶鋼が上記凝固収縮、あるいはバルジングによつて発生した空隙へ流入する。なおバルジングの場合には濃化溶鋼が流入して鋳片がバルジングすると表現するのが妥当であろう。この場合クレーター先端部に等軸晶が多量に沈積している場合には濃化溶鋼の移動に対する抵抗が大きくなること、さらには等軸晶間に分散し線状に集積しにくくなると考えれば一般的には低温鋳造で偏析が発生しがたいことを説明できる。しかしデンドライトの樹枝と樹間よりも等軸晶の粒と粒間における溶質の分配比が平衡分配係数により接

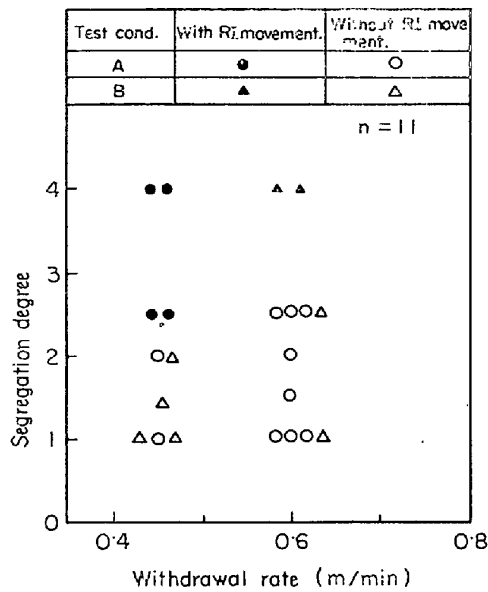


Fig. 19. Effect of roll alignment on segregation degree.

近していることが推定され、したがって鑄片中央部に等軸晶の濃化溶鋼が集積した場合には、その偏析度 (C_s/C_0) は、中央部まで柱状晶である場合よりも高くなる (Table 2 参照) ことは注目すべきである。一般に引抜速度が大きくなれば、クレーター先端位置が下がり、その結果溶鋼静圧が高くなり、また通常連鑄機のロール間隔は、鑄型より遠ざかるほど広がっていることも作用して、中央偏析が生じやすい。しかし、この事実は一般的な原則であつて、常に妥当性を主張しえないものである。Fig. 19 には、Fig. 12 のデータを引抜速度で整理したが引抜速度と鑄片の中央偏析との関係は認められない。したがって、クレーター先端部における濃化溶鋼の鑄造方向への移動がおもな中央偏析の原因と推論される。鑄片中央近傍の dendrite 樹間の濃化溶鋼の溶質濃度と中央偏析線上の溶質濃度は、その溶質濃度の拡散係数が小さい場合 ($10^{-7} \text{ cm}^2/\text{sec}$ 以下) にはほぼ一致することは上記の推論を裏付けるものである。また Fig. 11 に示す通り、鑄片中央線をはさんで約 15 mm 幅に負偏析が生じているが、これは dendrite 樹間もしくは等軸晶間の濃化溶鋼が上記理由によりクレーター先端方向

に移動したために負偏析部が生成したと考えれば説明がつくであろう。

5. 結 言

前報¹⁾ に引き続いて、連続鑄造スラブの凝固組織について研究を行なつた。

(1) マクロ的な凝固組織については、低温鑄造を行なうと、一般的には鑄片断面の等軸晶領域が拡大し、中央偏析は軽微になる。また中央部を除いて成分のマクロ的偏析は生じていない。

(2) ミクロ的な凝固組織については、 dendrite 樹枝と樹間との間に鋼成分の分配が行なわれ、樹間にミクロ偏析が生じている。この際拡散係数の小さい Mn, Si は凝固直後の偏析状態が室温状態までほとんど変化しないが、拡散係数の大きな C はかなりの固相拡散が生じている。

(3) クレーター先端部において、凝固収縮による空隙が発生するか、あるいは溶鋼静圧によるバルディング発生 の条件が存在する場合には、 dendrite もしくは等軸晶間の濃化溶鋼が移動もしくは流入して中央偏析を発生させる。

終わりに本研究の遂行に当たつて御協力をして戴いた京浜製鉄所の阪本英一氏、その他多くの現場関係者、ならびに技術研究所の稲本金也氏らに御礼申し上げます。

文 献

- 1) 川和, 佐藤, 宮原, 小谷野, 根本: 鉄と鋼, 60 (1974), p.206
- 2) 根本, 川和, 佐藤, 宮原: 鉄と鋼, 58(1972), S 424
- 3) 川和, 佐藤, 宮原: 鉄と鋼, 59(1973), S 80
- 4) 川和: 鉄と鋼, 59(1973), A 29/32
- 5) 川和, 永岡, 根本: 鉄と鋼, 56(1970), S 268
- 6) K. SCHWERDTFEGER: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970), p. 923/37
- 7) H. D. BRODY, M. C. FLEMINGS: Trans Met. Soc. AIME, 236(1966), p. 615
- 8) W. G. PHANN: J. Metals, 4(1952), p. 747
- 9) W. R. WILCOX: J. Appl. Phys., 35(1964), p. 636
- 10) 鑄物便覧: (日本鑄物協会編) (1961), p. 221 [丸善]
- 11) B. H. KNELL: Steel Times, 18 (1967), p.189