

論 文

UDC 621.74.047 : 669.14.018 : 669.15'26-194.57 : 620.184.4 : 669.063.8

電磁攪拌による連铸 18%Cr ステンレス鋼の凝固組織の微細化

長谷川守弘*・丸橋 茂昭*²・村中 裕*
星 記男*・衣笠 雅普*³Refining of the Solidification Structure of Continuously Cast
18%Cr Stainless Steel by Electromagnetic StirringMorihiro HASEGAWA, Shigeaki MARUHASHI, Yutaka MURANAKA,
Fumio HOSHI, and Masayuki KINUGASA

Synopsis :

The electromagnetic stirring (EMS) was applied in the secondary cooling zone in order to refine the solidification structure of continuously cast 18% Cr stainless steel slabs, in order to improve the ridging of the cold rolled sheets.

So as to obtain the most suitable operational condition for refining the solidification structure, the casting and EMS conditions were varied systematically. The solidification structures of tested slabs were examined, and the flow pattern during EMS was studied on the basis of the growth direction of columnar crystals in order to clarify the mechanism for the formation of the banded equiaxed grains which were observed at high temperature casting. The results thus obtained are as follows :

- 1) The effect of decreasing the superheat for increasing the ratio of equiaxed zone (REZ) is greater with the application of EMS than without it.
- 2) Ridging of cold rolled sheets from the continuously cast slabs is fairly improved by increasing REZ which is achieved by application of EMS.
- 3) It is supposed that the banded equiaxed grains form at the stagnant portion in the molten pool.

1. 結 言

冷間圧延された 18%Cr ステンレス鋼 (SUS 430 鋼) を深絞り用途に供した場合、とりわけ大きな絞りをうけた部分において、リジングと呼ばれる縞模様が生じる。このリジングは、製品の外観を損うため、問題である。

リジング性の改善方法に関しては、これまで数多くの報告があるが¹⁾、凝固組織の微細化が有効であるとする報告がなされている²⁾³⁾。

一方、とりわけ最近になり、連铸鑄片の凝固組織の微細化のため、電磁攪拌 (以下、EMS と称する) が、広く利用されるようになった。

本報告では、リジング性の改善を目的とし、SUS 430 鋼連铸スラブの EMS を実施して調査した、凝固組織の微細化に及ぼす鑄造条件と EMS 条件の影響、および EMS により出現した特徴ある凝固組織について述べる。

2. 実 験 方 法

調査は 155×1050 mm² の断面積を持つスラブを対象に行つた。それらの化学成分範囲を、Table 1 に示す。調査に際しては、鑄造条件と EMS 条件を種々変えたが、その範囲を Table 2 に示す。Table 2 には、連铸機と電磁攪拌装置の概要もあわせて記した。

鑄造後の試験鑄片より、試片を採取し、凝固組織の観察、および等軸晶率、柱状晶の幅、および等軸晶粒の大きさの測定を行つた。さらに、後述する等軸晶バンドの生成機構を検討するため、鑄片厚み方向のマクロ偏析を調査した。

等軸晶率の測定方法：鑄片の C 断面 (半幅) を鏡面研磨後、王水でマクロエッチし、凝固組織を顕出した。この試片につき、上下面とも、幅方向に 50 mm 間隔で柱状晶帯長さを測定し、この平均値を求め、等軸晶率を

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 10 月 20 日受付 (Received Oct. 20, 1980)

* 日新製鋼(株)周南製鋼所 (Shunan Works, Nisshin Steel Co., Ltd., 4976 Tonda Shinnanyo 746)

*² 日新製鋼(株)周南製鋼所 工博 (Shunan Works, Nisshin Steel Co., Ltd.)

*³ 日新製鋼(株)本社 (Nisshin Steel Co., Ltd.)

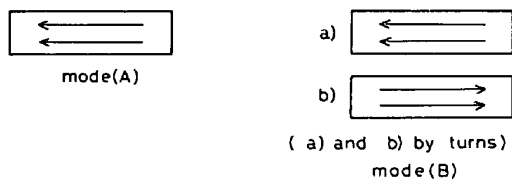
Table 1. Chemical composition of test slabs.

Chemical composition (%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
Range	≤0.12	≤0.75	≤1.00	≤0.04	≤0.03	16.00~18.00	≤0.60
Aim	0.07	0.55	low	low	low	16.40	low

Table 2. Casting and electromagnetic stirring conditions.

CC machine type	Curved mold bending ($R = 10.5\text{m}$)
Position of stirrer	1.85m from meniscus
Casting temperature ($^{\circ}\text{C}$)	1500~1560
Casting speed (m/min)	0.5~0.9
Tundish nozzle type	I, II
Stirring strength parameter	42~160
Stirring mode	Intermittent (A), Cyclic (B)
Time interval of stirring (s)	On: 5~∞, Off: 1

Mode(A) and (B) are respectively as follows:



算出した。

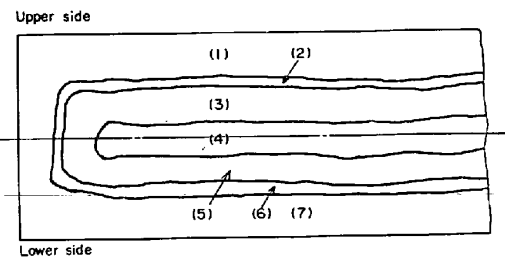
結晶粒度の測定方法：同様にC断面において、鋳片表面に平行な単位長さ当たりの結晶の個数をカウントし、その逆数を柱状晶の幅あるいは等軸晶の大きさとした。

測定は、柱状晶の幅に関しては、上表面より 20, 40, 60 mm の位置、等軸晶の大きさに関しては、下表面より 55 mm の位置で行った。測定長さは 250~300 mm である。

3. 調査結果

3.1 EMS スラブの凝固組織

鋳片C断面の凝固組織を、Photo. 1 に示す。タンディッシュにおける溶鋼のスーパーヒート（以下、過熱度と称する）が、 20°C 以下の場合には(A)のごとき組織が、また、それが約 34°C 以上では、(B)のごとき組織が観察された。後者の模式図を Fig. 1 に示すが、表面より 40 mm 付近において、帯状の等軸晶帯（以下、等軸晶バンド†と称する）が存在するという特異な組織を呈する。



- (1), (7) : Chill and columnar zone
 (2), (6) : Equiaxed band
 (3) : Columnar or columnar and equiaxed coexisted zone
 (4) : Equiaxed zone with fine grains
 (5) : Equiaxed zone, but partly columnar crystals mixed

Fig. 1. Schematic model of solidified structure casted at high temperature.

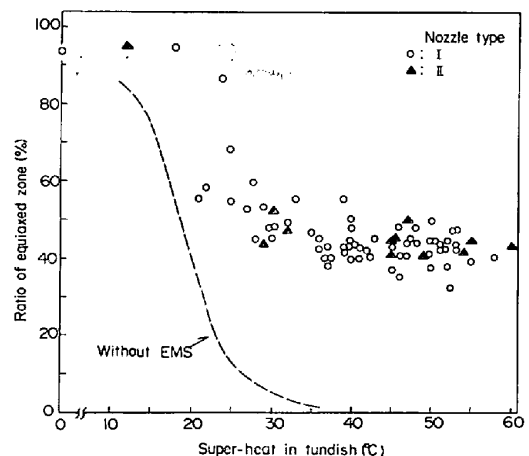


Fig. 2. Relation between superheat in tundish and ratio of equiaxed zone.

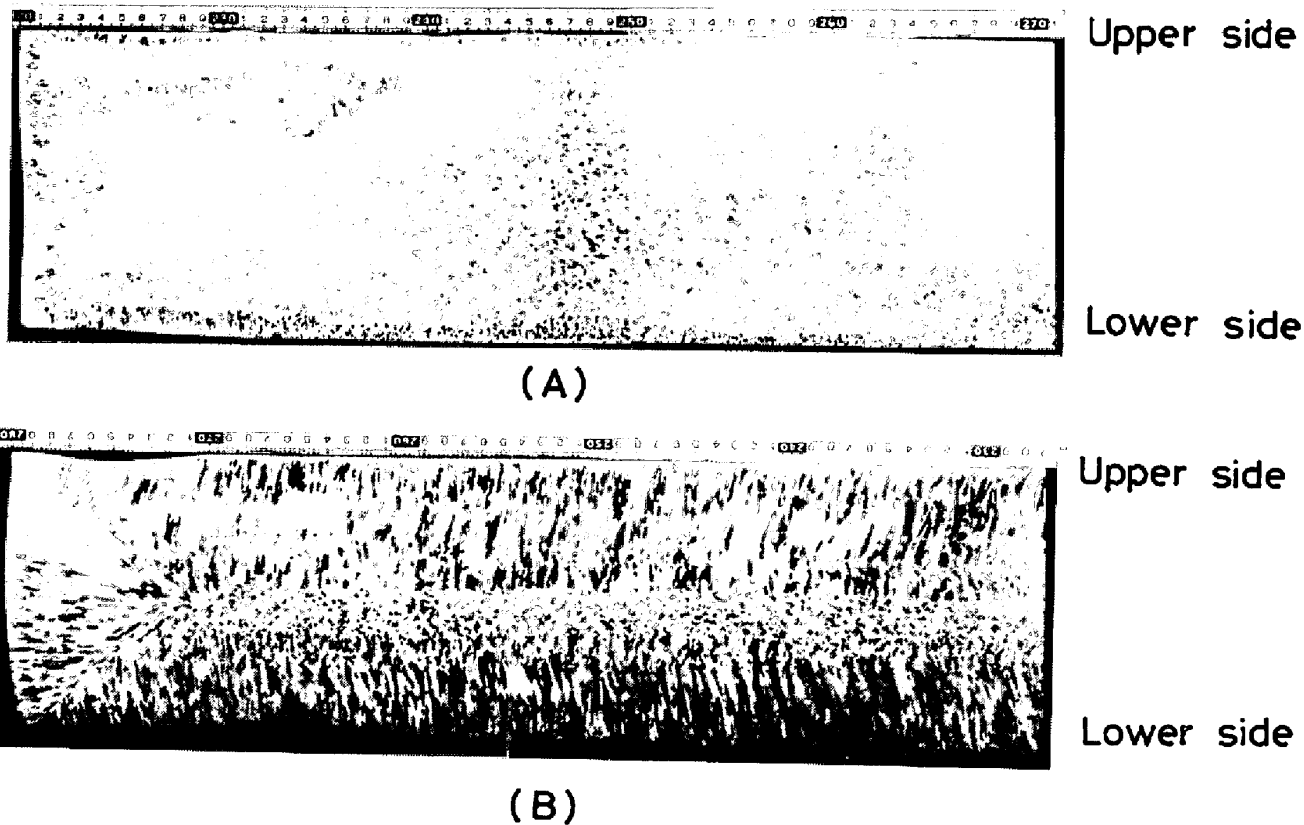
また、過熱度が上記の中間、 $20\sim 34^{\circ}\text{C}$ の場合においては、Fig. 1 に示した等軸晶バンドの外側に、一つないし複数の等軸晶バンドが観察される。

Fig. 1 に示した凝固組織の場合、等軸晶率の計算に際しては、領域(2)~(6)を等軸晶帯とみなした。この理由については、後述する。

3.2 等軸晶率に及ぼす鑄造条件と EMS 条件の影響

Fig. 2 に示すごとく、等軸晶率の増加に対しては、過

† 後に示すごとく、この位置は負偏析であり、したがって、この位置はいわゆるホワイトバンドである。ただし、ホワイトバンドはこの部分の偏析を議論する場合に呼称されているようであり、凝固組織に関しては、必ずしも等軸晶であることを前提としていない⁴⁾⁵⁾。よって、ここでは、敢えてこのように等軸晶バンドと称した。



(A) Low temp. casting (B) High temp. casting
Photo. 1. Cast structure of EMS slabs.

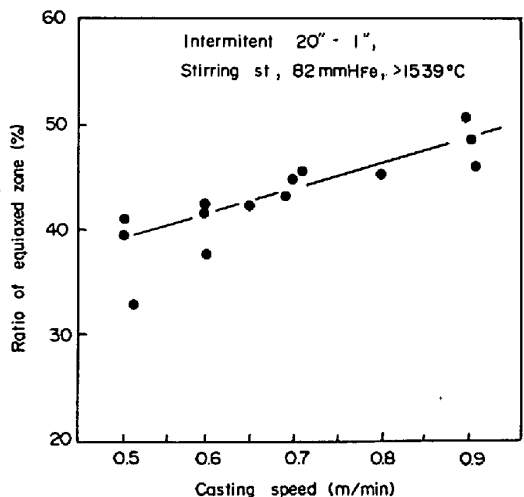


Fig. 3. Influence of casting speed on REZ.

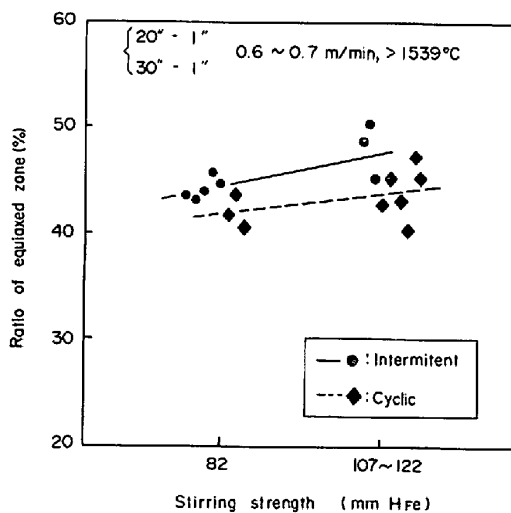


Fig. 4. Influence of stirring mode on REZ.

熱度の低下がやはり最も有効であるが、EMSは高過熱度域での等軸晶率を増加させる。ただし、過熱度が約34°C以上では、大略一定の等軸晶率となる。Fig. 2において、2種類の記号は、タンディッシュノズルの形状の差違を意味するが、図により明らかなごとく、ノズル形状の影響は認められない。

上記のごとく、等軸晶率に及ぼす過熱度の影響は顕著ゆえ、以下の条件に関しては、いずれも過熱度が34°C

以上でその影響を調査した。

Fig. 3に示すごとく、鑄造速度が大なるほど、等軸晶率は大きくなる。

攪拌モードは、わずかながら等軸晶率に影響する。すなわち、間欠モードの場合、交番モードに比し若干等軸晶率は大きくなる (Fig. 4)。Fig. 5に示すごとく、攪拌継続時間が15s未満では、等軸晶率は減少する。さらに、攪拌強度に関しては、それが鉄柱換算で60mmH以下の

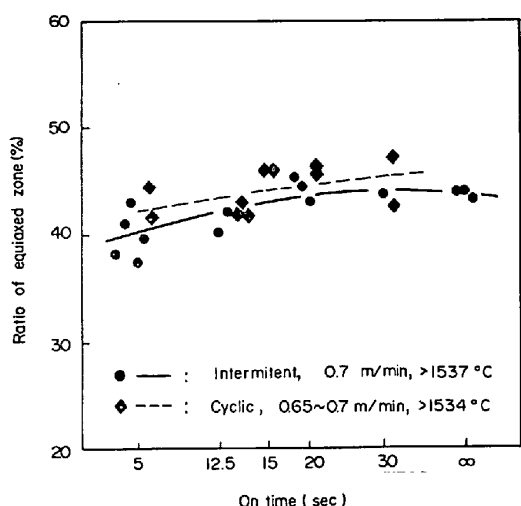


Fig. 5. Influence of stirring interval on REZ.

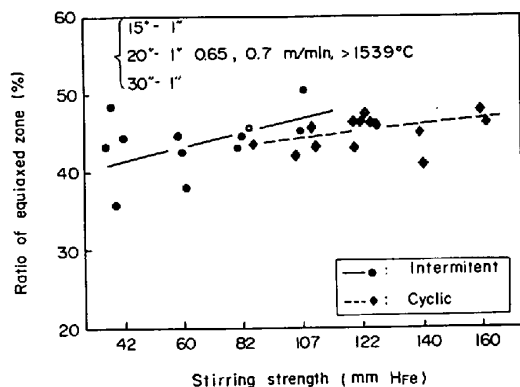


Fig. 6. Influence of stirring strength on REZ.

場合には、時として等軸晶率が低い結果となるといえる (Fig. 6).

3.3 柱状晶の幅および等軸晶粒度に及ぼす铸造条件と EMS 条件の影響

Fig. 7 に示すごとく、EMS により柱状晶の幅は減少する。この理由は、Fig. 1 に示した等軸晶バンドの生成により、柱状晶の成長がいつたん阻止されるためと考えられる。Fig. 8 に等軸晶の大きさに及ぼす過熱度と铸造速度の影響を示す。過熱度の影響も若干認められるが、とりわけ、高過熱度域における铸造速度の影響が特筆される。すなわち、铸造速度が遅いほど、等軸晶は微細となる。

他の条件に関しては、特に影響は認められなかつた。

3.4 等軸晶率とリジング性の関係

3.1 節において、Fig. 1 に示した凝固組織の模式図における領域(2)~(6)を、等軸晶帯とみなした。しかしながら、一般には、EMS により、領域(2)あるいは(6)のような等軸晶バンドが、常に形成されるとは限ら

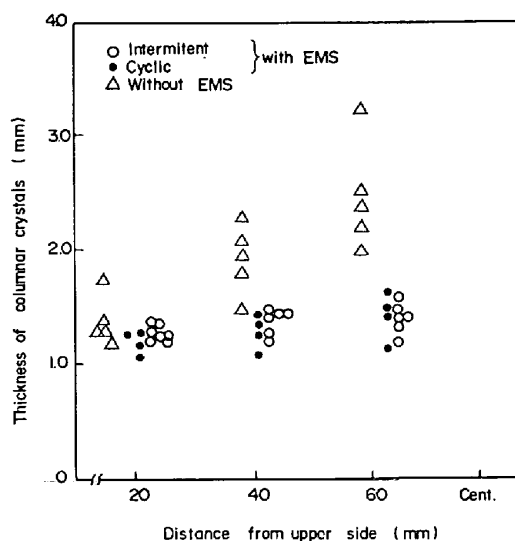


Fig. 7. Thickness of columnar crystals in with-and without-EMS slabs.

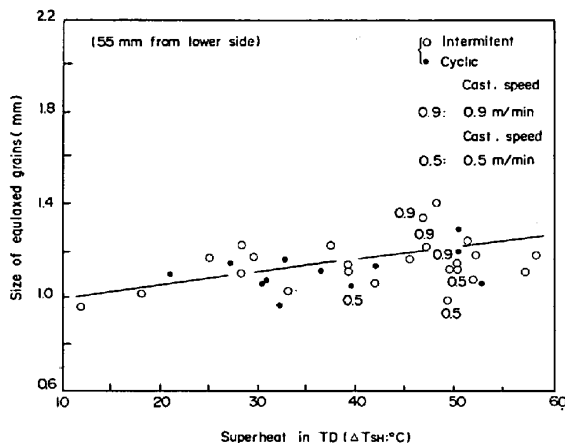
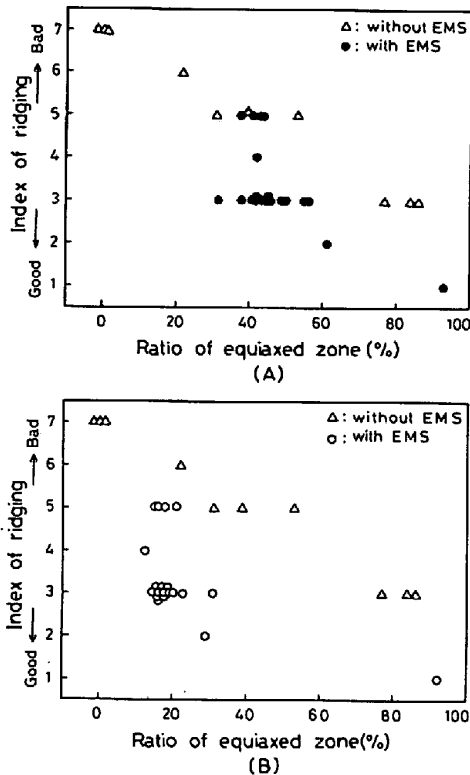


Fig. 8. Influence of TD superheat on size of equiaxed grains.

ず²⁾⁴⁾⁵⁾、また、筆者らの認めた領域(3)あるいは(5)と類似の領域の存在および品質に対するこれらの影響に言及した報告⁶⁾⁷⁾も極めて少ない。

さらに、竹内ら²⁾は、本実験において対象とした SUS 430 鋼の連铸スラブに対し、EMS 処理を実施し、リジング性の改善に関し、好結果を得ているが、上記の領域の存在に関しての言及はなく、当然ながらこれらのリジング性に対する影響にもふれられていない。

そこで、少なくともリジング性に対し、これらの領域の存在がいかに影響するかを調査した。すなわち、Fig. 1 のごとく凝固組織を有する铸片を含め EMS 処理した铸片、および EMS 処理は行わず、過熱度を減少することにより種々等軸晶率を増大させた铸片から冷延鋼板を製造し、これらより採取したサンプルより平行部 34 mm の板状引張試験片を作成し、単軸引張試験に供した。



(A) in the case that non-columnar areas, i. e., areas (2)~(6) in Fig. 1 regard as equiaxed zone
 (B) in the case that only area (4) in Fig. 1 regards as equiaxed zone

Fig. 9. Relations between degree of ridging of sheets and ratio of equiaxed zone defined by different two manner.

供試後の試験片に発生したうねりの高さを測定し、最大うねり高さでリジグ性を評価した。

結果を Fig. 9(A) に示す。なお、比較として領域(4)のみを等軸晶帯とみなし算出した等軸晶率とリジグ性との関係も Fig. 9(B) に示した。

リジグ性の問題は、凝固組織のみにより律せられる問題ではない⁹⁾ため、データのばらつきは大きいですが、領域(2)~(6)を等軸晶帯とみなした(A)の場合においては、大略、非 EMS 処理材と同様の傾向が認められる。これに対し、領域(4)のみを等軸晶帯とした(B)の場合においては、見かけ上、等軸晶率は低いにもかかわらず、リジグ性は改善されたことになる。

以上の結果より、少なくともリジグ性に関するかぎり、等軸晶バンドの生成が好ましい結果を生んでおり、かつ、領域(2)、(3)、(5)、および(6)を等軸晶帯とみなしても支障ないといえる。

4. 考 察

4.1 高温铸造材に認められた等軸晶バンドの生成機構

前述のごとく、等軸晶バンドは、その生成により柱状

晶の成長を阻止し、非柱状晶領域を拡大し、結果として冷延鋼板のリジグ性の改善に寄与するがゆえに、實際上重要な意味を持つといえる。よつて、以下にその生成機構を検討する。

等軸晶バンドが生成するためには、まず、1) その位置において、不均質核生成が生じる、2) この位置へ結晶片が流入する、のいずれかが起こる必要がある。

まずはじめに、前者の可能性について検討する。

連铸々片における凝固界面前方の組成的過冷、 ΔT_M に関し、塗ら⁹⁾は平滑な界面を仮定し、次式を導いている。

$$\Delta T_M = \left[T_0 - m C_s \left\{ \left(\frac{1}{k_0} - 1 \right) \alpha + 1 \right\} \right] - \left(T_0 - m \frac{C_s}{k_0} \right) + m C_s \left(\frac{1}{k_0} - \frac{1}{k_e} \right) \frac{D}{\delta \cdot f} \times \ln \alpha + \frac{D}{\delta \cdot f} \Delta T_{SH} \left\{ 1 - \left(\frac{d}{d_0} \right)^2 \right\} \dots \dots \dots (1)$$

$$\alpha = \frac{m \cdot C_s \left(\frac{1}{k_0} - \frac{1}{k_e} \right) + \Delta T_{SH} \left\{ 1 - \left(\frac{d}{d_0} \right)^2 \right\}}{\delta \cdot m \cdot C_s \left(\frac{1}{k_0} - 1 \right) (f/D)} \dots \dots \dots (2)$$

$$k_e = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp(-f \cdot \delta / D)} \dots \dots \dots (3)^{10)}$$

- ここで、 T_0 : 供試鋼の液相線温度
- m : Fe 基 2 元合金の液相線の勾配
- C_s : 固相中の溶質濃度
- k_0 : 平衡分配係数
- k_e : 実効分配係数、 f : 凝固速度
- D : 液相中での溶質の拡散係数
- ΔT_{SH} : スーパーヒート
- d_0 : 铸片厚みの 1/2
- d : 凝固シェル厚み

本供試鋼を Fe-17%Cr 合金とみなすならば、液相線温度は 1510°C¹¹⁾である。また、 ΔT_M の算出においては、平衡分配係数が小さく、したがって全過冷度に対する寄与の大きい、C、P、S を選び、おのおのに関する(1)式による計算値を、塗らと同様単純加算した。計算に用いた数値を Table 3 に示す。

なお、 k_e は一定とみなしたが、その理由は、(3)式によれば、 δ が変化しても k_e はさほど変化しないがゆえである。また、凝固速度 f は、鋳打法¹²⁾により得た次式により計算した。

$$d = 27.9 \sqrt{t} - 10.0 \dots \dots \dots (4)^{10)}$$

ここで、 t : 時間 (min) d : 凝固シェル厚み
 さらに、 δ に関しては、熊井ら²⁰⁾により与えられた方法により、 2.38×10^{-2} cm と見積つた。

Table 3. Values of solute content, k_0 , D , m and k_e used for calculation.

Element	Content (%)	k_0	$D (\times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s})$	$m (^\circ\text{C}/\%)$	k_e
C	0.06	0.25 ⁽¹²⁾	7.2 ⁽¹³⁾	90 ⁽¹⁴⁾	0.96
P	0.027	0.17 ⁽¹⁵⁾	1.7 ⁽¹⁶⁾	28 ⁽¹⁴⁾	0.94
S	0.007	0.02 ⁽¹⁴⁾	4.3 ⁽¹⁷⁾	40 ⁽¹⁴⁾	0.95

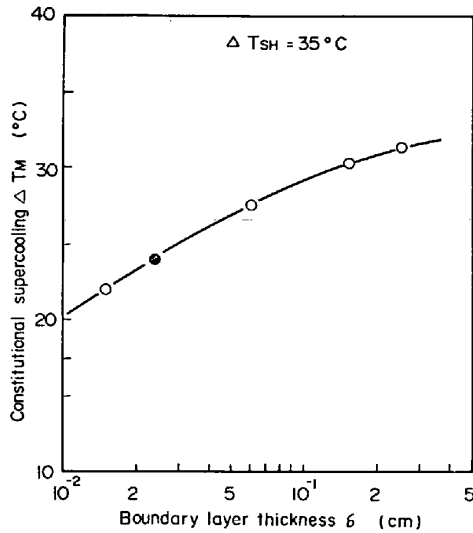


Fig. 10. Relation between constitutional supercooling and boundary layer thickness.

これらの値をもとに、等軸晶バンドの位置における ΔT_M を計算した結果を Fig. 10 に示す (Fig. 10 中、黒丸印)。同時に、 δ をパラメータとして計算し、同じく Fig. 10 に示した。図によれば、もし、 δ が実際には見積り値よりも若干大であったとしても、 ΔT_M は 30°C を越えることはないと考えられる。

一方、本調査対象鋳片における酸化物系介在物は Mn シリケートであり、これを substrate として不均質核生成を生じるには、 $65\sim 90^\circ\text{C}$ の過冷が必要である²¹⁾。

したがって、結晶片は、等軸晶バンドの生成位置で生じたものではないと推察される。

鋳造方向に平行な断面における凝固組織を、Photo. 2-(A), (B) に示す。SUS 430 鋼の場合、柱状晶デンドライトは、一般に顕出し得ないが²²⁾、これらの写真によれば、流れの方向が明白な、タンディッシュノズルからの注入流の衝突点付近において、流れの上流へ向い柱状晶が成長しており、柱状晶デンドライトに関し報告されている事実²³⁾と符合する。

この事実にもとづき、鋳片厚み方向中心部でも柱状晶が残留しうるような条件—高温鋳造で、かつ比較的低攪拌強度下で攪拌を行い、EMS 時におけるメタルプールの流動パターンを推定した。なお、ほぼ同様の方法による流動パターンの推定は竹内ら⁶⁾ によつてもなされてい

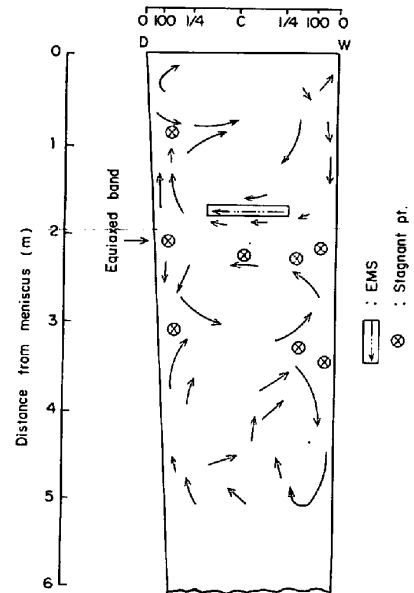


Fig. 11. Schematic flow pattern of molten steel in EMS strand. (intermittent mode)

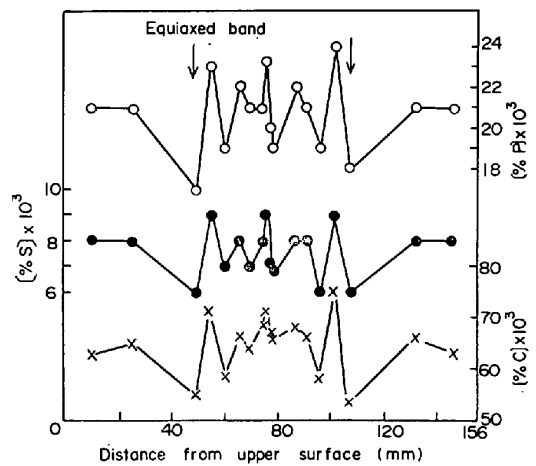
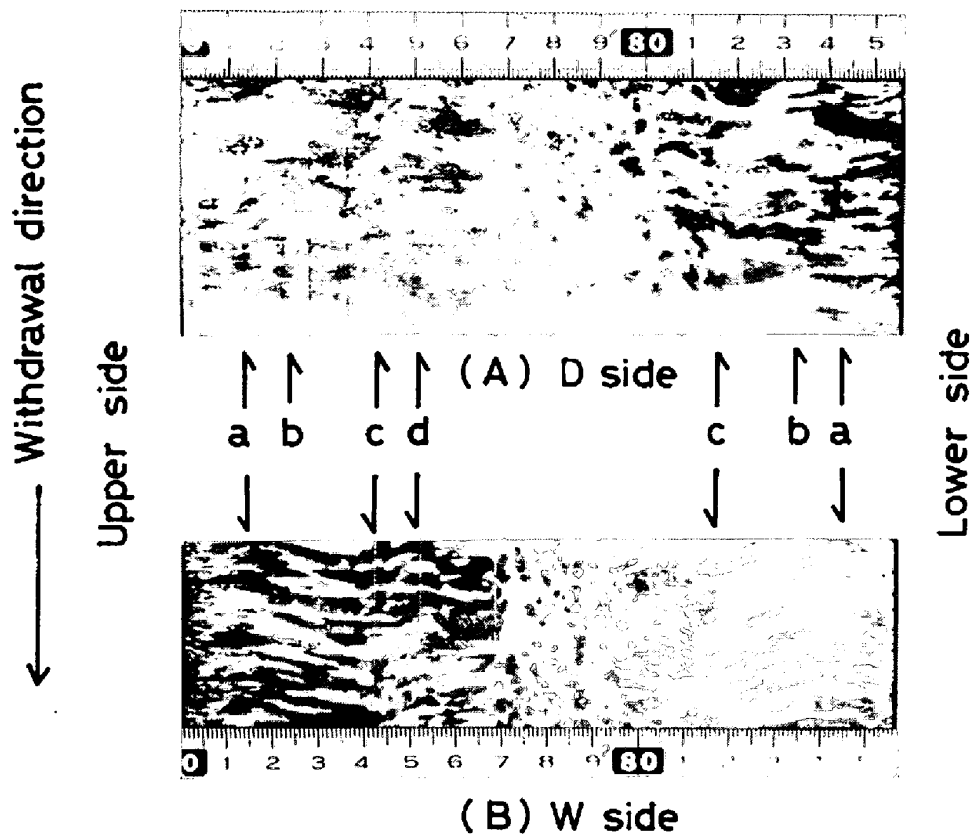


Fig. 12. Distribution of elements in EMS slabs at high temperature casting.

る。

推定に供した凝固組織を、上記、Photo. 2 の他、C 断面の例として、Photo. 3 に示す。

結果を Fig. 11 に示すが、図のごとき攪拌条件の場合、図における D 側においては、等軸晶バンドが形成される位置を境にし、鋳片長手方向に関し溶鋼流は逆方向、すなわち、上部および下部方向へ向かい、おのおの流れ去



- a : Position where teeming stream collides
- b, d : Positions where columnar crystals change their growth direction
- c : Equiaxed band

Photo. 2. Cast structure of longitudinal section of EMS slab. (100 mm from the surface in the width direction)

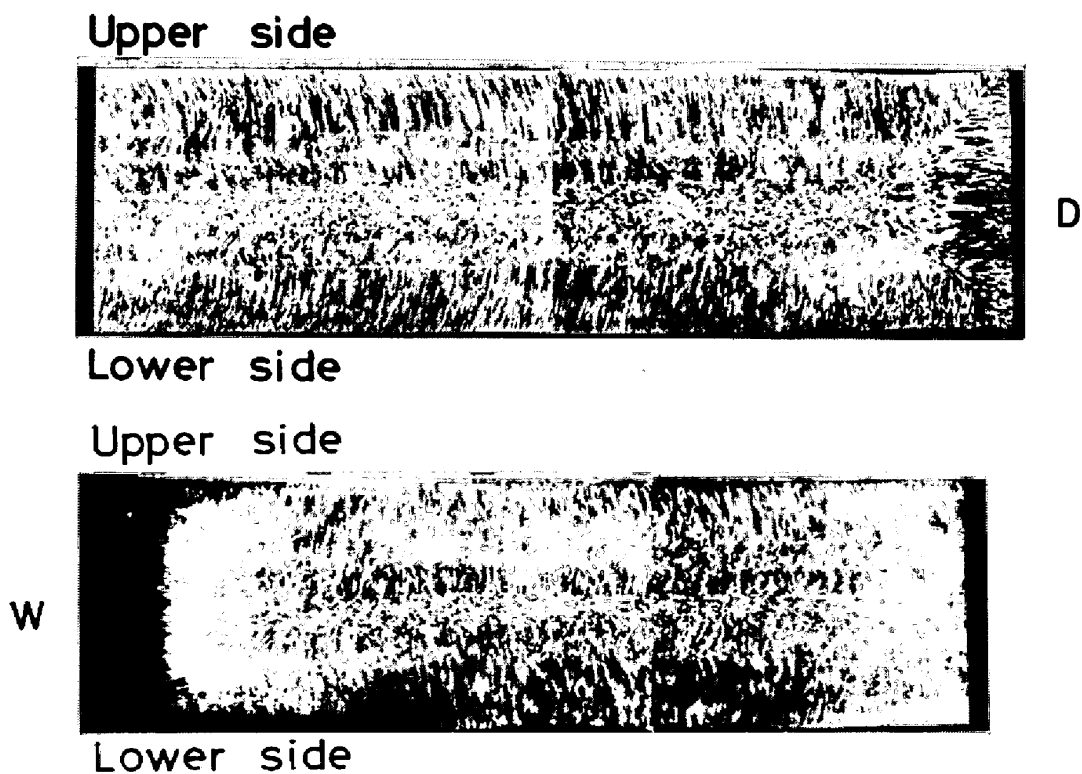


Photo. 3. Cast structure of transverse section of EMS slab. (Stirring direction : W→D)

る。また、幅方向に関しては、等軸晶バンドの両側の流れは、同方向のゆるやかな流れとなつている。一方、W側においては、等軸晶バンドの形成される位置へ向い、溶鋼流は上下より流れ込んでおり、かつ、幅方向に関しては、ともにW側からD側への流れとなつている。

要するに、等軸晶バンドの形成される位置は、鑄片長手方向に関し、流れが逆転する位置であり、したがって静止に近い状態にあると推定され、EMSによる柱状晶の分断により生成した結晶片は、メタルプール下部からの流れにより運び込まれ、かつ、この位置に留まりうると推測される。

結晶核の起源は、上記のごとく推測されたが、等軸晶バンドの生成のためには、さらに、この位置に過冷が存在すること、かつ、等軸晶の成長が柱状晶のそれよりも速いこと²⁴⁾が必要である。

過冷の存在に関しては、前述の検討により少なくとも定性的には実証しえたと考えられるので、以下では後者の点を検討する。

Fig. 12 に示すごとく、等軸晶バンドの位置は負偏析であり、かつその内部側近傍は正偏析となつている。この事実より、負偏析は溶質濃度の低い結晶片の流入により生じたものではなく、濃化残溶鋼が洗い出されたことによるものと考えられるが、前述の幅方向および長手方向の流動状態を想起すると、固液界面に垂直な流れの存在を推測させるものであるといえる。

このような流れの存在は、柱状晶先端への熱流と基部への熱流の比、 R を減少させると考えられる。

ところで、最近、鈴木ら²⁵⁾は、柱状晶一等軸晶の遷移に及ぼす溶鋼の流動と凝固条件の影響について、理論的な検討を行つているが、その報告の中で、彼らは上記の熱流比、 R の概念を導入し、 R が1.0以下になると等軸晶が成長すること、また、この概念にもとづき、これまでの実験結果²⁶⁾や大型鑄塊の上部にスーパーデンドライトが出現する理由を統一的に説明できることを述べている。

等軸晶バンド近傍のメタルフローに関する前述の知見より、等軸晶バンドの生成位置は他の位置に比し、熱流比、 R は小さいと考えられるが、上記の報告とこの推察を対照する時、少なくとも定性的には、両者に矛盾はない。しかしながら、なお決定的な論拠には欠け、この問題は今後の課題である。

4.2 等軸晶率に及ぼす鑄造条件と EMS 条件の影響

前節における検討結果をもとにするならば、等軸晶率に対し、鑄造温度、鑄造速度、攪拌強度あるいは攪拌継

続時間が影響する理由が説明可能である。

鑄造温度: Photo. 2 により明らかなごとく、等軸晶バンドよりもシェル厚みの薄い側、すなわち湯面に近い側において、柱状晶の成長方向の変化する位置がさらに2ヶ所存在する (Photo. 2 中、矢印 a, b の位置)。したがって、もし、これらの位置に到達しうる結晶片が十分に存在するならば、これらの位置においても、带状の等軸晶帯の生成が可能と考えられる。

しかるに、Fig. 11 によれば、メタルプール内における流動は、等軸晶バンドの位置を境に上下に区分されており、したがって、上方の close circuit 内において結晶片の生き残れる条件が生じた場合のみ、すなわち、鑄造温度がある限界値以下となつた場合のみ、上記の柱状晶の変化する位置において等軸晶バンドが生成しうると推察される。

Fig. 2 に示したごとく、過熱度がある値以上では等軸晶率が大略一定となつたこと、また、過熱度が20~34°Cの範囲において、Fig. 1 に示した位置より表面側に、さらに等軸晶バンドが生成したことなどの事実は、上記のごとく考えると理解しうる。

鑄造速度: 高温鑄造の場合における等軸晶率の算出法に関しては、3.1 節で定義したが、この場合の等軸晶率は、鑄片が等軸晶バンドの生成位置を通過する際における凝固厚みに依存するといえる。鑄造速度が速いほど、同位置におけるシェル厚みは減少するので、結果として等軸晶率は増大することになる。

攪拌強度と攪拌継続時間: これらの影響に関しては、以下の2点の可能性が考えられる。

- 1) メタルプールの下方よりの上昇流の強さが、これらの条件の差異により影響され、その結果、等軸晶バンドの生成位置を変化させた。
- 2) 攪拌強度が大なるほど、あるいは攪拌継続時間が長いほど、溶鋼の流動が激しくなり、柱状晶の分断が促進され、結果として等軸晶バンドの生成位置におけるシ

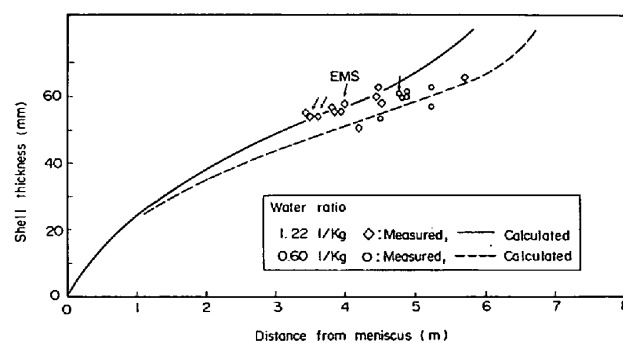


Fig. 13. Influence of EMS and water ratio on shell thickness.

セル厚みを減少させた。

Fig. 13 に EMS を行つた場合と、無攪拌の場合における凝固セル厚みの測定結果を示す。測定は前述の鋳打法によつたが、図によれば EMS 処理の有無によるセル厚みの差異は認められない。したがつて、これらの条件が等軸晶率に影響した理由は、上記 1) によるものと推定される。

5. 結 言

SUS430 鋼連铸スラブの凝固組織の微細化に及ぼす铸造条件と電磁攪拌条件の影響を調査し、以下のごとき知見を得た。

1) 等軸晶率の増加に対し、過熱度の低下が最も有効であるが、電磁攪拌は高過熱度域での等軸晶率を増加させる。

2) 高温铸造の場合、铸造速度が大なるほど、等軸晶率は増加する。

3) 同条件下で、攪拌強度が大なるほど、また、攪拌継続時間が長いほど、等軸晶率は増大するが、その影響は顕著でない。

4) 同条件下で、交番モードに比し、間欠モードの方が、若干等軸晶率は大きくなる。

5) 柱状晶の幅は電磁攪拌により狭くなる。また、等軸晶粒度に対しては、铸造温度も若干影響するが、铸造速度の影響の方がむしろ顕著である。

6) 電磁攪拌により、SUS430 鋼のリジング性は改善される。等軸晶バンドの生成はリジング性に関する限り、むしろ好ましい。

7) 高温铸造铸片に観察された等軸晶バンドの生成機構を、電磁攪拌時における溶鋼の流動パターンを推定することにより検討した。その結果、等軸晶バンドは、溶鋼がほぼ静止の状態にあり、結晶片が流入し留まり得るような位置において生ずると推察された。

文 献

- 1) 例えば, *J. D. DEFILIPPI and H. CHAO: Met. Trans.*, 2(1971), p. 3209
- 2) 竹内英磨, 森 久, 池原康充, 駒野忠昭, 柳井

- 隆司: 鉄と鋼, 66(1980) 6, p. 638
- 3) 特許出願公告: 昭 45-34016
- 4) 岩田 斎, 山田勝彦, 藤田照夫, 林 享三: 鉄と鋼, 61(1975) 14, p. 2972
- 5) 藤井博務, 大橋徹郎: 鉄と鋼, 65(1979) 4, S 233
- 6) 菅野道夫, 玉応雄一郎, 山中 康, 川上公成: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S 651
- 7) *S. KOLLBERG: Iron Steel Eng.*, March (1980), p. 46
- 8) 例えば, 松尾宗次: 製鉄研究, 292 (1977), p. 1
- 9) 塗 嘉夫, 大橋徹郎, 広本 健, 北村 修: 鉄と鋼, 66(1980) 6, p. 628
- 10) *J. A. BURTON, R. C. PRIM, and W. P. SLICHTER: J. Chem. Phys.*, 21 (1953), p. 1987
- 11) *M. HANSEN: Constitution of Binary Alloys*, 2nd ed., (1958), p. 527 [McGraw-Hill, New York]
- 12) 田中良平: 鉄と鋼, 53(1967), p. 1586
- 13) 野村宏之, 森 一美: 鉄と鋼, 55(1969), p. 1134
- 14) *J. CHIPMAN: Basic Open Hearth Steelmaking*, AIME, (1951), p. 644
- 15) *W. A. FISHER, H. SPILZER, and M. HISHINUMA: Arch. Eisenhüttenw.*, 31 (1960), p. 365
- 16) *A. MAJDIČ, D. GRAF, and H. SCHENK: Arch. Eisenhüttenw.*, 40 (1969), p. 627
- 17) 川合保治: 日本金属学会誌, 20(1965), p. 514
- 18) 宇都善満, 山崎大蔵, 角井 洵, 秋田秀喜, 田中重雄, 竹原鋭郎, 岩崎 武: 鉄と鋼, 55(1969), S 496
- 19) 長谷川守弘, 丸橋茂昭, 村中 裕, 星 記男: 日新技報, 41(1980), p. 13
- 20) 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
- 21) *W. A. FISHER, and W. ACKERMAN: Arch. Eisenhüttenw.*, 38 (1967), p. 15
- 22) 郡司好喜, 岡本 平: 鉄と鋼, 61(1975), p. 884
- 23) *W. ROTH and M. SCHIPPEN: Z. Metallk.*, 47 (1956), p. 78
- 24) *R. T. SOUTHIN: Trans. Met. Soc. AIME*, 239 (1967), p. 220
- 25) 鈴木俊夫, 佐々木康, 梅田高照, 木村康夫: 鉄と鋼, 65(1979), p. 377
- 26) *D. UHLMANN, T. SEWARD, and B. CHALMERS: Trans. Met. Soc. AIME*, 236 (1966), p. 527