

論 文

UDC 621.746.047 : 669.14-412 : 669.15'26-194.57 : 536.421 : 537.852.1
: 669.063.8 : 620.191.35SUS 430 連続鋳造スラブの凝固組織におよぼす
電磁攪拌の影響*竹内 英磨**・森 久***・池原 康允**
駒野 忠昭**・柳井 隆司**The Effects of Electromagnetic Stirring on Cast Structure
of Continuously Cast SUS 430 Stainless Steel SlabsHidemaro TAKEUCHI, Hisashi MORI, Yasunobu IKEHARA,
Tadaaki KOMANO, and Takashi YANAI

Synopsis:

The effects of electromagnetic stirring on cast structure of continuously cast SUS 430 slabs have been investigated in order to improve ridging of sheets by grain refinement of cast structure.

The results are summarized as follows:

(1) As stirring intensity increases, equiaxed crystal zone enlarges. Grain refinement of cast structure is influenced considerably by super heat (ΔT) of molten metals and even if stirring intensity increases equiaxed crystal zone hardly enlarges when ΔT reaches a certain temperature. Alternate stirring mode is most suitable for stirring. The effect of super heat on grain refinement of cast structure can be relieved by falling position of stirrer, but ratio of equiaxed crystal zone decreases. Suitable stirring conditions for high ratio of equiaxed crystal zone above 60% are found.

(2) As ratio of equiaxed crystal zone increases ridging of sheets from continuously cast SUS 430 slabs are improved. Ratio of equiaxed crystal zone above 50% is necessary to obtain almost the same ridging as sheets from ingots.

1. 緒 言

連続鋳造法で製造した SUS 430 冷延鋼板はリッジング現象が顕著である。その主因は、連続鋳造スラブに形成する柱状晶凝固組織が熱間圧延によつて完全に破壊されずに残存するためであり¹⁾、凝固組織を柱状晶から微細等軸晶にすることにより、リッジング性を改善できることが明らかになった²⁾。そこで、SUS 430 冷延鋼板のリッジング性を凝固組織等軸晶化により改善することを目的として、連続鋳造スラブの凝固組織におよぼす電磁誘導攪拌の影響を調査した。そして、高等軸晶率を得る条件および鋼板のリッジング性改善効果を確認したので、その結果を報告する。

2. 電磁攪拌装置および試験条件

2.1 電磁攪拌装置

本試験に使用した電磁攪拌装置の主要仕様を Table 1 に示す。電磁攪拌機は周囲環境に耐えるため、全閉防塵防滴型構造を有する 3 相交流移動磁界形攪拌機である。この電磁攪拌機を垂直型スラブ連鋳機の 2nd ローラーエプロン内に設置した。連鋳機への電磁攪拌機の取り付け状況を Fig. 1 に示す。

2.2 電磁攪拌試験条件

Table 2 に試験鋼種および鋳造試験条件範囲を示す。これらの 3 鋼種を鋳造し、スラブ凝固組織におよぼす鋳造条件、電磁攪拌の影響を調査した。

* 昭和 53 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 9 月 3 日受付 (Received Sept. 3, 1979)

** 新日本製鉄(株)光製鉄所 (Hikari Works, Nippon Steel Corp., 3434 Shimada Hikari 743)

*** 新日本製鉄(株)堺製鉄所 理博 (Sakai Works, Nippon Steel Corp.)

2.3 等軸晶率測定方法

Photo. 1 に電磁攪拌 SUS 430 スラブの凝固組織と等軸晶率測定法を示す。スラブ横断面を 320# 研磨し、

Table 1. Main specifications of the electromagnetic stirrer.

Item	Specifications
Capacity	720 k. V. A.
Terminal voltage	360 V ~ 420 V
Rated current	1 150 A ~ 1 420 A
Frequency	60 Hz
Not of phase	3
Core interval	310 mm ~ 210 mm
Stirring mode	Continuous or alternate

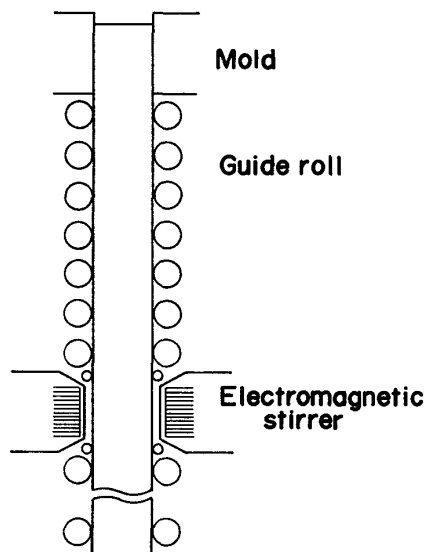


Fig. 1. Position of Electromagnetic stierer with respect to the strand.

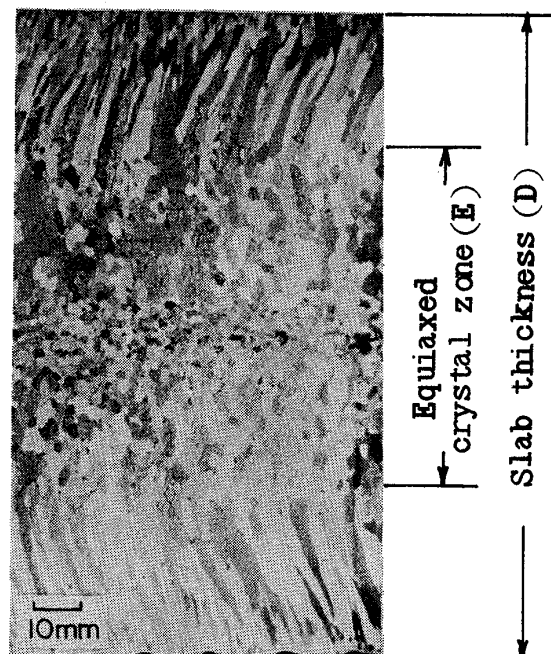
常温で $\text{HCl} : \text{H}_2\text{O} : \text{H}_2\text{O}_2 = 1 : 1 : 1/12$ の腐食液で一次凝固組織を顕出した。等軸晶率は厚み比率で表した。

3. 試験結果

3.1 凝固組織におよぼす電磁攪拌の影響

3.1.1 過熱温度 ($\Delta T^\circ\text{C}$)、攪拌強度 ($H\text{mmFe}$) の影響

上部電磁攪拌における等軸晶率におよぼす ΔT (過熱温度: タンディッシュ内溶鋼温度-液相線温度) と H (攪拌強度 mmFe) の影響を立体的に Fig. 2 に示す。Fig. 2 の扇形あるいは台形で囲んだ範囲が本実験条件範囲を示す。



Ratio of equiaxed crystal zone = $E/D \times 100(\%)$

Photo. 1. Method of measurement of equiaxed crystal zone ratio.

Table 2. Continuous casting and electromagnetic stirring condition of stainless steel slabs.

Steel grade	Casting condition				Electromagnetic stirring condition		
	slab size	Casting temperature	Casting speed	2nd cooling water	Setting position	Stirring mode	Stirring intensity
SUS 430 (18Cr-0.05C)	130×1060	(Super heat)				Continuous	
	130×1260	0~50°C	700~1000 mm/min	1.7~2.5 ℓ/kg	upper	Alternate	27, 51, 62, 74, 143, 172
YUS 430 D (18Cr-0.01C-0.4Ti)	145×1060				lower	on time 3~30 sec off time 1~5 sec	205 mmFe at slab center
SUS 434 (18Cr-0.05C-1Mo)							

Slab size	130X1000mm ²
Casting speed	0.7~1.0 m/min
2nd Cooling water	2.1~2.5 l/kg
Setting position of stirrer	upper
Stirring mode	Alternate (3 rd 15% off)

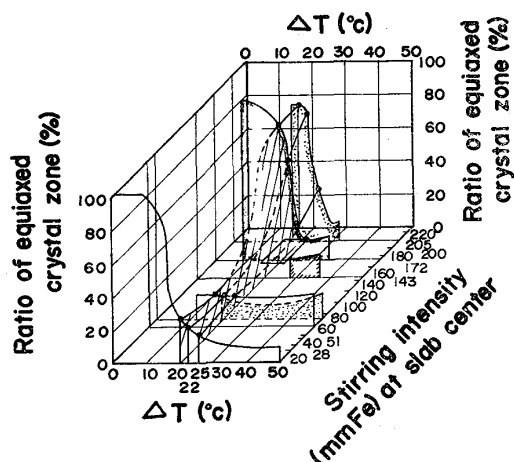


Fig. 2. Effect of super heat (ΔT) and stirring intensity on equiaxed crystal zone ratio of SUS 430 slabs.

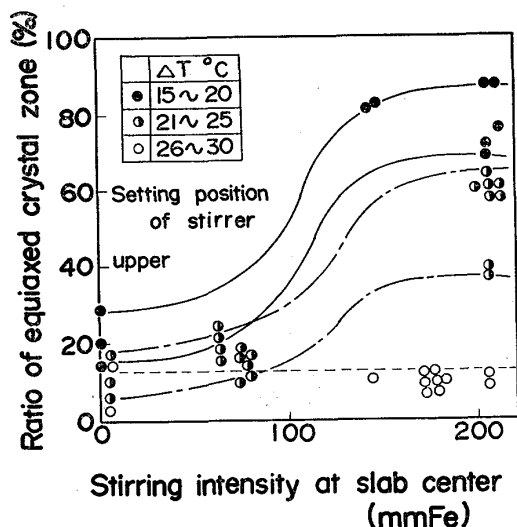


Fig. 3. Effect of stirring intensity on equiaxed crystal zone ratio of SUS 430 slabs.

H が増大し、かつ ΔT が低下するにつれて等軸晶化域は拡大する。Fig. 2 を H で整理した結果を Fig. 3 に示す。等軸晶化は ΔT の寄与が大きく、 $\Delta T < 25^\circ\text{C}$ では、 H が増大するにつれて等軸晶率は向上するが、 $\Delta T > 25^\circ\text{C}$ では電磁攪拌の効果は認められない。SUS 430 の等軸晶化は、 $\Delta T > 25^\circ\text{C}$ 、 $H < 140 \text{ mmFe}$ では全然達成されず、柱状晶から等軸晶への急激に変化する臨界値が存在する。

3.1.2 引き抜き速度 ($V \text{ mm/min}$) の影響

攪拌機位置上部および下部における等軸晶率におよぼ

Setting position of stirrer	ΔT
upper	15~20
lower	21~25

Stirring intensity : 205mmFe
mode : 3rd 10% - 1st Alternate
slab size : 130 mm X 1000 mm

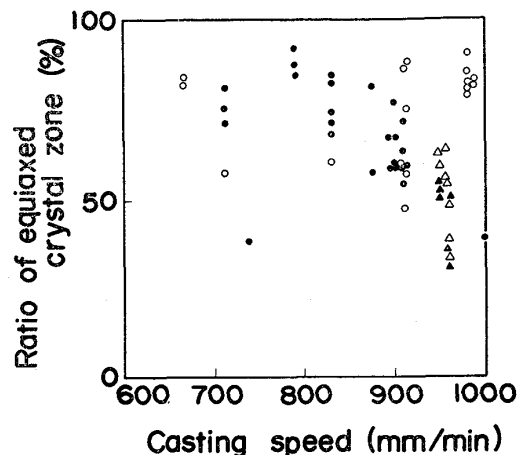


Fig. 4. Effect of casting speed on equiaxed crystal zone ratio of SUS 430 slabs.

	setting position of stirrer	stirring intensity	$\Delta T (^\circ\text{C})$	$V \text{ mm/min}$
△	upper	172mmFe	15~25°C	720
○	upper	205mmFe	15~25°C	667~915
●	lower	205mmFe	15~25°C	950~960

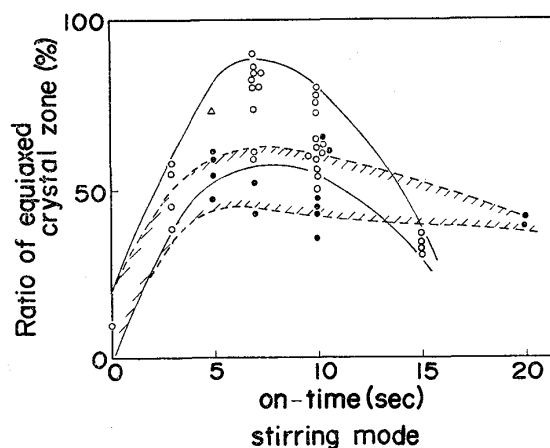


Fig. 5. Effect of stirring mode on equiaxed crystal zone ratio of SUS 430 slabs.

す引き抜き速度の影響を Fig. 4 に示す。等軸晶率は、 V が小さい程向上する傾向が認められ、 ΔT が $21^\circ\text{C} \sim 25^\circ\text{C}$ の範囲では 100 mm/min の V 低下で等軸晶率が 10% 増大するが、 $\Delta T < 20^\circ\text{C}$ あるいは $\Delta T > 26^\circ\text{C}$ では引き抜き速度との相関はほとんど認められない。

3.1.3 攪拌パターンの影響

Fig. 5 に、 $\Delta T = 20^\circ\text{C}$ 、 $V = 900 \text{ mm/min}$ における等軸晶率におよぼす攪拌パターンの影響を示す。攪拌機が

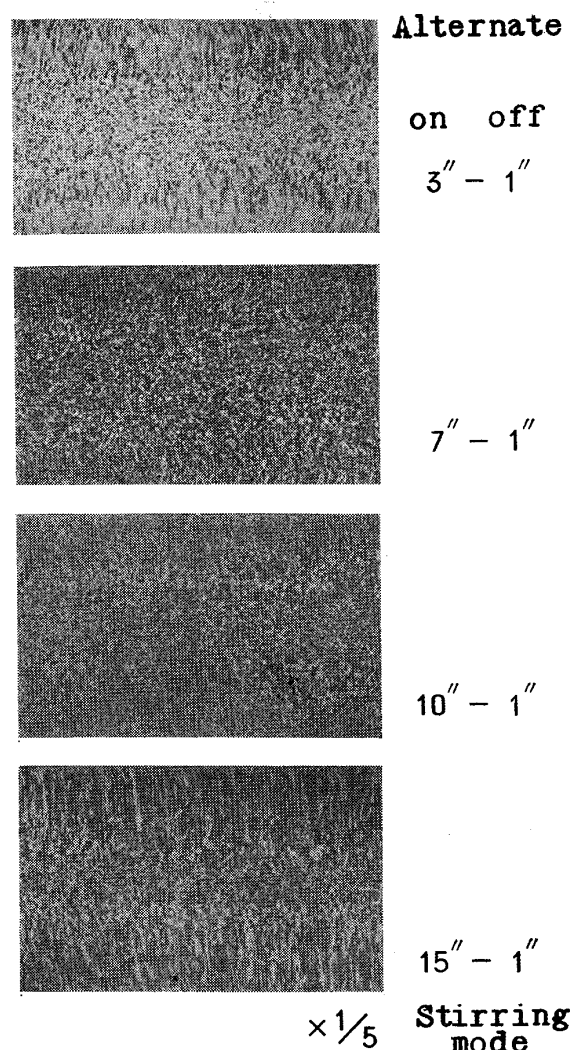


Photo. 2. Effect of stirring mode on cast structure of SUS 430 continuously cast slabs (casting and stirring condition : see Fig. 5 upper setting position).

上部である場合の方が，下部より攪拌パターンの影響が大きい。

Fig. 5 の上部攪拌機位置の場合における攪拌パターンによるスラブ凝固組織の変化を Photo. 2 に示す。最大等軸晶率を得るための攪拌パターンは，正々交番パターンで攪拌時間 5~10 s と推定される。

3.1.4 攪拌機位置の影響

Fig. 6 に等軸晶率におよぼす攪拌機位置の影響を示す。SUS 430 連鋳スラブの凝固組織は， ΔT の影響が大きく無攪拌の場合， $\Delta T < 10^\circ\text{C}$ の低温鋳造により完全等軸晶組織が得られる²⁾。

等軸晶率は，攪拌機位置が上部ほど， ΔT の影響が大きく，攪拌機位置を降下させることによつて ΔT の影響を緩和できるが，等軸晶率は低下する。60% 以上の

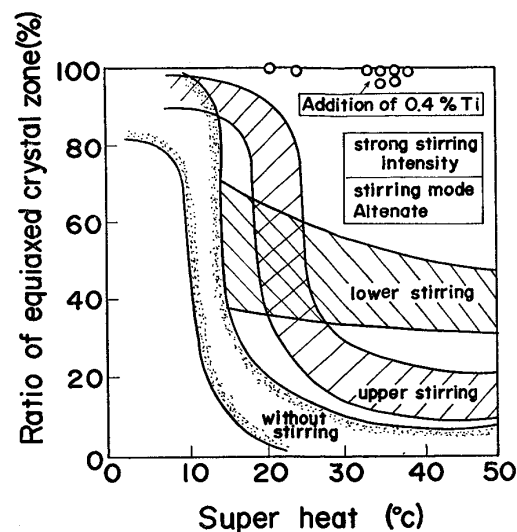


Fig. 6. Effect of super heat (ΔT), setting position of stirrer and [Ti] on equiaxed crystal zone ratio of SUS 430 slabs.

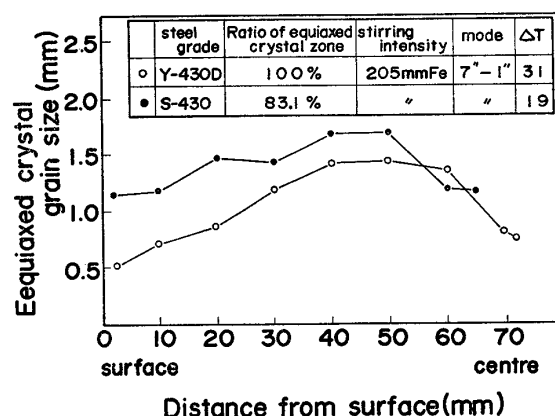


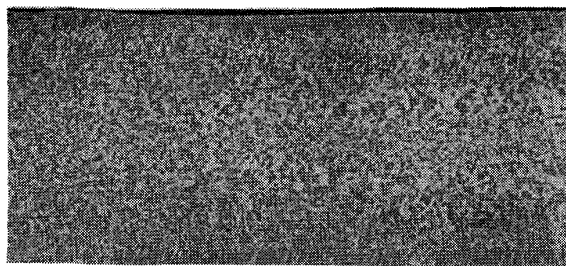
Fig. 7. Comparison of equiaxed crystal grain size of SUS 430 and YUS 430D slab.

高等軸晶率を得るためには，上部攪拌機位置で， $\Delta T < 22^\circ\text{C}$ が必要である。電磁攪拌しない場合に比較して，電磁攪拌により 60% 以上の等軸晶率を得る ΔT は，約 10°C 拡大できる。

3.1.5 成分の影響

SUS 430, SUS 434 および YUS 430D (Ti 添加 17% Cr 鋼) の 3 鋼種の鋳造試験により，[Mo] および [Ti] の影響を調査した結果，等軸晶率におよぼす [Mo] の影響は認められないが，Fig. 6 に示すように，[Ti] の等軸晶帯拡大効果は著しく，[TiN] の核作用により等軸晶化過熱温度域は $\Delta T = 40^\circ\text{C}$ まで大幅に拡大される。

Photo. 3 に SUS 430 と YUS 430D (Ti 添加 17% Cr 鋼) のスラブ凝固組織を，Fig. 7 に粒径を比較して示すように，YUS 430D は ΔT が大きいにもかかわらず，微細等軸晶組織が得られた。



a) SUS 430 (Ti = 0)

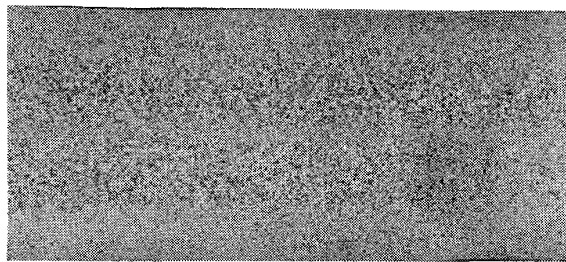
b) YUS 430 D (Ti = 0.4%) $\times 1/4$

Photo. 3. Effect of [Ti] on cast structure of SUS 430 continuously cast slabs (casting and stirring condition : see Fig. 7).

3.1.6 凝固組織形態

Photo. 4 に、電磁攪拌スラブの代表的な凝固組織形態と casting 条件を示す。凝固組織形態は、大別して A、B および C タイプの 3 つの形態に分けられる。

電磁攪拌スラブの凝固組織形態は、casting 条件特に ΔT および攪拌条件特に攪拌強度により異なり、A タイプは高温-弱攪拌 casting、B タイプは高温-強攪拌 casting および C タイプは低温-強攪拌 casting あるいは Ti 添加の場合に、それぞれ生成する。

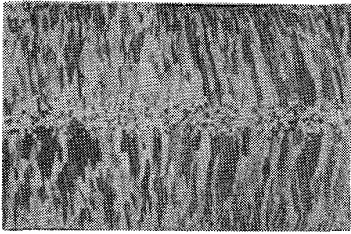
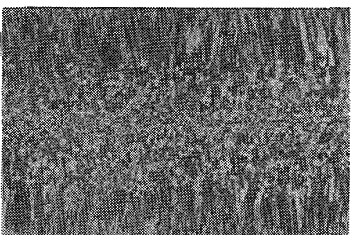
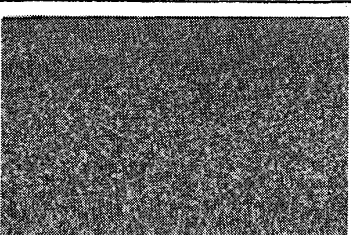
無攪拌スラブと比較して、攪拌スラブ凝固組織の特徴は、等軸晶と柱状晶の混在した組織 B タイプを示すことである。この凝固組織は、結晶粒の方位測定によれば (100) [001] に近い方位を主方位としており、柱状晶により近い結晶粒であると考えられるが、現在までの研究結果では明確ではない。

3.2 凝固組織微細化による SUS 430 冷延鋼板のリッジング性の改善

電磁攪拌 casting した SUS 430 スラブから冷延板を製造し、鋼板のリッジング性におよぼす凝固組織の影響を調査した。

3.2.1 リッジング評価法

冷延鋼板幅方向中央よりサンプリングし、JIS 5 号試験片を作成し、圧延方向に引張試験機により 16% の永久伸びを与えて発生したうねり高さを粗度計で全幅測定し、最大うねり高さでリッジング性を評価した。

Type	Cast structure	Condition	
		ΔT	H
A		high	weak
B		high	strong
C		low	strong

 $\times 1/5$

Photo. 4. Typical cast structure of SUS 430 continuously cast slabs with stirring.

3.2.2 リッジング性改善

リッジング性と等軸晶率との関係を Fig. 8 に示す。等軸晶率が増大するにつれてリッジングうねり高さは減少し、50% 以上の等軸晶率の場合、うねり高さの $\bar{X}$, σ ともに安定して小さくなった。鋼板リッジング性試験片の外観写真を、電磁攪拌材と無攪拌材を比較して、Photo. 5 に示す。

以上の結果、安定して鋼塊材と同等のリッジング性を確保するには、50% 以上の等軸晶率が必要であると考えられる。

4. 考 察

4.1 電磁攪拌による等軸晶生成機構

SUS 430 連铸スラブ凝固組織におよぼす電磁攪拌の影響について調査して、得られた結果は次のとおりである。

1) 電磁攪拌の適用により、等軸晶化できる最大過熱温度 (ΔT) を大きくすることが可能である。

2) 電磁攪拌の適用によつても等軸晶化は溶鋼過熱温

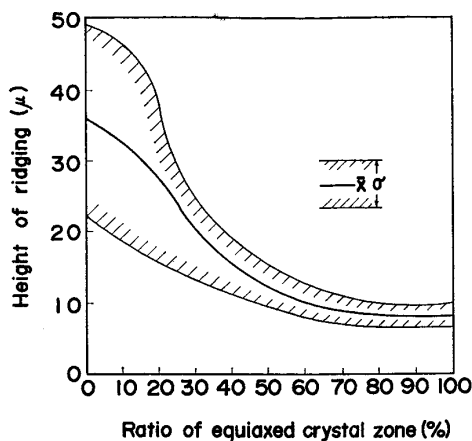
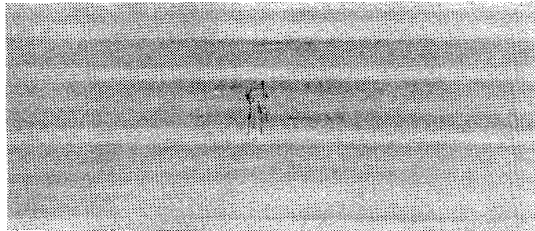
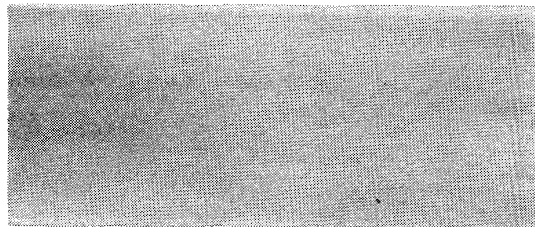


Fig. 8 Relation between height of ridging of sheets and ratio of equiaxed crystal zone of SUS 430 slabs.



a) Without stirring



b) With stirring × 1

Photo. 5. Appearance of ridging of SUS 430 sheets.

度 (ΔT) の影響が最も大きい。

3) 電磁攪拌強度は、ある強度以上の強度が必要である。

4) 攪拌機位置を鋳型直下から降下させるにつれて過熱温度 (ΔT) の影響は緩和されるが等軸晶率は低下する。

等軸晶生成機構については、多くの機構が提出されているが大別すると、1) 不均質核生成に基づく等軸晶形成^{3)~5)}と2) 結晶増殖に基づく等軸晶形成^{6)~8)}の考え方である。スラブ電磁攪拌による等軸晶生成機構について川和⁹⁾らおよび田代¹⁰⁾らは凝固界面での溶鋼流動により柱状晶の先端部あるいは柱状デンドライトアームが溶断 (melt off) あるいは機械的に分断 (break off) し核

生成が多くなるためであるとし、結晶増殖に基づく等軸晶形成の考え方をとっている。

これらの多量の結晶核あるいは等軸粒が流れ込んだ残溶鋼帯の温度条件、成分条件が問題である。生成した結晶核が再溶解せずに安定して成長するための条件として、田代¹⁰⁾らは残溶鋼温度は液相線温度以下にする必要があるとしている。また川和⁹⁾らは、攪拌流れの流入により温度条件および成分条件ともに等軸晶帯の生成に有利な方向すなわち温度勾配の小さい方向、濃度勾配が均一化方向になると推定している。

本試験結果も、川和⁹⁾、田代¹⁰⁾らの等軸晶生成機構によつて説明し得る。しかし、攪拌流動によつて、凝固界面の濃化溶鋼が、液相線温度のより高い bulk の溶鋼と置換されることにより組成的過冷度がより大きくなる結果、組成的過冷に基づく等軸晶生成の可能性も十分考えられる。また結晶増殖に基づく等軸晶生成に関して、デンドライト枝の機械的分断によるものか、熱的溶断によるものか不明である。

電磁攪拌による等軸晶帯拡大の必要条件は見出されつつあるが、その機構に関しては、いまだ不明の点が多く今後の研究に待たなければならない。

4.2 [Ti] 添加による等軸晶率増大について

B. L. BRAMEITT¹¹⁾ は TiN と TiC は δ 鉄に対して核生成剤として非常に効果的であり不均質核生成を促進することを見出した。

伊藤¹²⁾らは、SUS 430 の凝固組織におよぼす合金元素の影響を調査し、Ti 添加により著しく等軸晶化が起こることを見出し、その理由として、[TiN] の核作用であるとしている。本実験においても、電磁攪拌と [Ti] 添加を組み合わせた結果、著しく等軸晶化過熱温度域が拡大され、かつ極めて微細な完全等軸晶組織が得られた。

フェライト系ステンレス鋼の溶鋼が凝固する際に、TiN の存在により核生成が容易に起こり、それが攪拌流れにより残溶鋼全域に流入し、かつ TiN 核は安定であるため過熱温度に依存せず等軸晶化が起こるものと考えられる。

等軸晶を得るためには、TiN を液相線以上で析出させる必要がある。溶鋼中の [Ti], [N] 量と TiN 析出温度の関係を W. A. FISCHER¹³⁾ の平衡実験に基づいて、計算した結果を Fig. 9 に示す。Fig. 9 より、[TiN] の核作用による等軸晶生成効果を得るための最小 [Ti], [N] 量を推定することができる。

すなわち、通常の SUS 430 の [N] レベルは 100~200 ppm であるから、最小必要 [Ti] 量は、0.13~0.30% であると推定される。

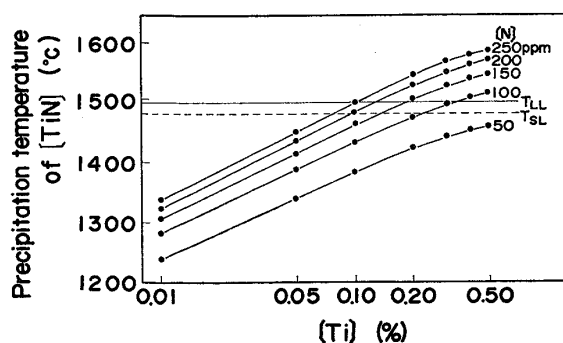


Fig. 9. Relation between precipitation temperature of [TiN] and [Ti], [N] in SUS 430.

4.3 電磁攪拌による溶鋼流動パターンの推定

凝固が進行しているとき液体側に流動があると柱状晶が流れをさかのぼる方向に成長することが知られている¹⁴⁾¹⁵⁾.

高橋¹⁶⁾らは、溶湯流動をともなう場合のデンドライト偏向角度は流動速度の増加とともに増加し、凝固速度の減少は偏向角度を大きくする要因となり、デンドライトの偏向角度と凝固速度が求められるならば、凝固過程での流動速度を予測することができることを報告している。

岡野¹⁷⁾らは高橋¹⁶⁾らのデータを用いて、鋼の場合における柱状晶偏向角度と溶鋼流速および凝固速度との間に次式の関係を見出した。

$$\ln V = \frac{\theta + 9.73 \ln f + 33.7}{1.45 \ln f + 12.5} \quad V < 50 \dots (1)$$

$$\ln V = \frac{\theta + 48.3 \ln f + 7}{0.1 \ln f + 5.4} \quad V > 50 \dots (2)$$

ここで θ : 柱状晶偏向角度($^{\circ}$)

f : 凝固速度 (cm/s)

V : 溶鋼流速 (cm/s)

そこで、SUS 430 電磁攪拌スラブの柱状晶偏向角度を攪拌パターン正々連続および正々交番について測定し、(1)(2)式と凝固速度式により、溶鋼流動速度と流動パターンを推定した。

Photo. 6(a)(b)に示すように、スラブ幅方向3ヶ所から採取した縦断面凝固組織により柱状晶偏向角度 θ を求めた。凝固速度式は、Photo. 6(a)-(A)の急激な組織変化が見られる凝固厚47mmの位置が攪拌機位置に相当するものと考えて算出した。

すなわち、凝固速度係数 $k=0.38 \text{ cm} \cdot \text{s}^{-1/2}$ および凝固速度式 $f=k/2\sqrt{t}$ (cm/s) を用いた。Fig. 10に、攪拌機位置2.4m、攪拌強度205mmFeでの攪拌パターン正々連続および流動パターンを示す。

攪拌パターン正々連続の場合、攪拌機位置から出た流れはスラブ短辺側凝固シェルに衝突した後、シェルに沿って強い上下流に別れる。短辺側凝固シェルに衝突した後の溶鋼上向流速は50cm/s、逆に吸引下向流速は20cm/s程度と推定される。

浸漬ノズルによる溶鋼噴流の影響は、強攪拌の場合、攪拌流に押し戻され湯面下300mm程度であり、攪拌域は湯面下300mmから残溶鋼全域におよんでいることが推定される。

攪拌パターン正々交番の場合、上方向への流れは正々連続パターンに比較して弱く、浸漬ノズルによる噴流の影響は湯面下600mm程度まで達していると推定される。下方向への流れは、等軸晶組織であつたため測定不能であつた。

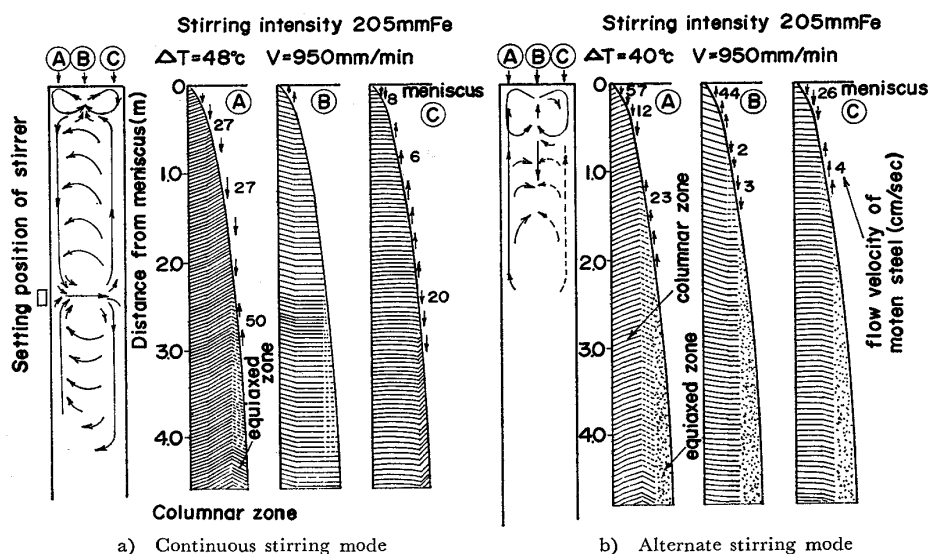


Fig. 10. Sketches of flow patterns induced by continuous and alternate stirring mode and solidification structure at the longitudinal section of SUS 430 slabs.

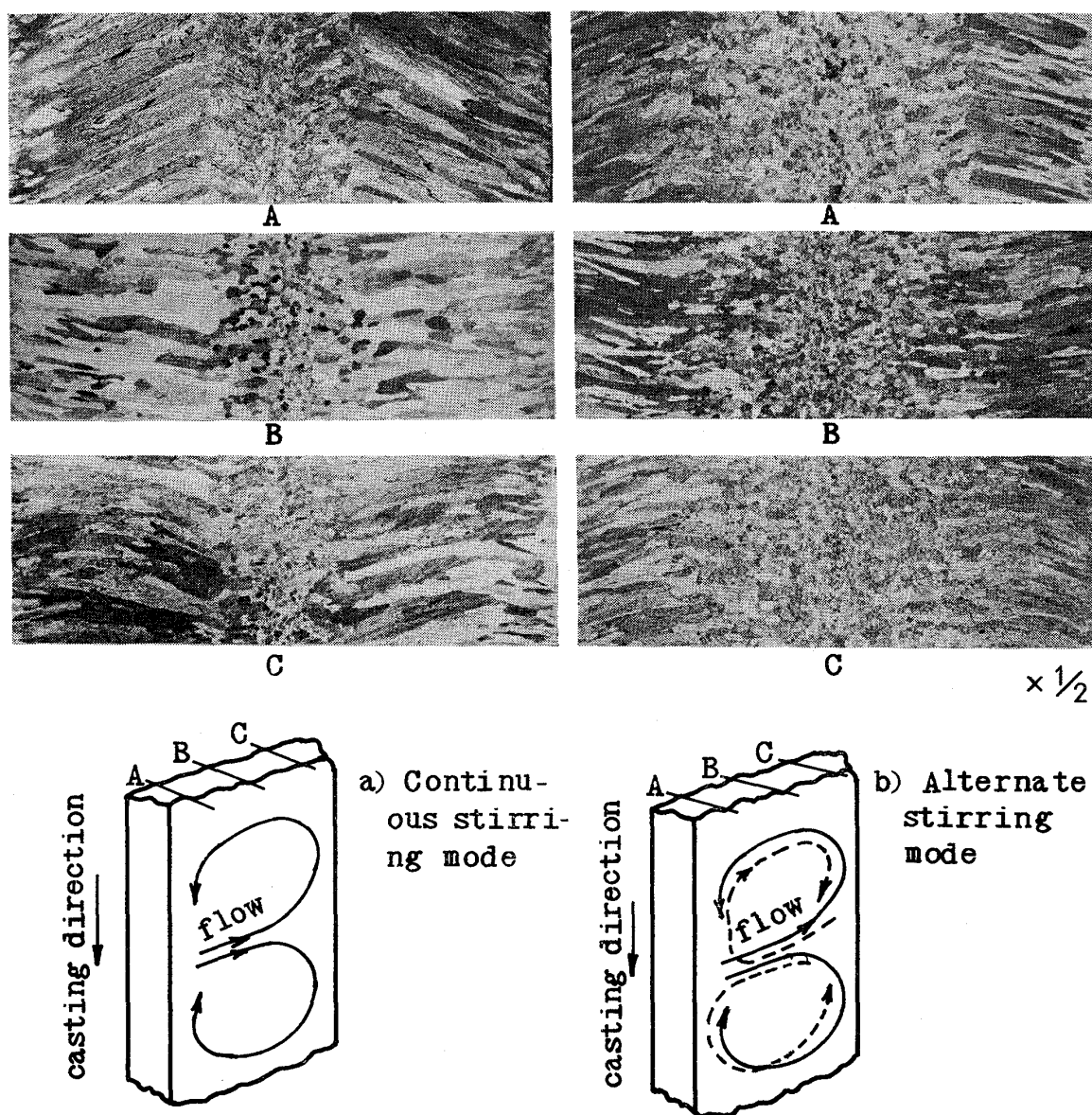


Photo. 6. Effect of stirring mode on cast structure at the longitudinal section of SUS 430 slabs.

5. 結 言

SUS 430 冷延鋼板のリッジ性を凝固組織微細化により改善することを目的として、連铸スラブの凝固組織におよぼす電磁攪拌の影響を調査した。

得られた結果は次のとおりである。

1) 攪拌強度が増大するにつれて等軸晶化域は拡大されるが、等軸晶化は溶鋼過熱温度 (ΔT) の影響が大きく、高等軸晶率 (60% 以上) を得るためには $\Delta T < 25^\circ\text{C}$ が必要である。

2) 攪拌パターンの影響を調査した結果、正々交番パターンで最も高い等軸晶率が得られた。

3) 攪拌機位置を降下させることによつて ΔT の影響を緩和できるが等軸晶率は低下する。

4) Ti 添加鋼に電磁攪拌を適用すると、[TiN] の核作用により等軸晶化過熱温度域は $\Delta T = 40^\circ\text{C}$ まで大幅に拡大され凝固組織も完全微細等軸晶が得られた。

以上の結果、高等軸晶率スラブが安定して得られるようになった。

5) 等軸晶率が増大するほどリッジ性は改善され、50% 以上の等軸晶率で鋼塊材と同等のリッジ性が安定して得られた。

文 献

- 1) M. ARAKAWA, S. TAKEMURA, and T. OOKA: Proc. of ICSPPIS (1971), p. 860
- 2) 漆山信夫, 大岡耕之, 竹内英麿, 池原康允, 若松道生: 鉄と鋼, 60 (1974) 11, S 112
- 3) B. CHALMERS: J. Aust. Inst. Metals, 8 (1963),

- p. 225
- 4) W. C. WINEGARD and B. CHALMERS: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 1214
 - 5) L. BECKERUD and B. CHALMERS: Trans. Amer. Soc. AIME, 245 (1969), p. 309
 - 6) G. S. COLE: Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), p. 1568
 - 7) K. A. JACKSON, J. D. HUNT, D. R. UHLMANN, and T. P. SEWARD: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966), p. 149
 - 8) T. Z. KATTAMIS, J. COUGILIN, and M. C. FLEMINGS: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), p. 1504
 - 9) 川上公成: 学振 19 委員会第 3 分科会 凝固現象協議会資料 S 48.9.26
 - 10) 伊藤幸良, 前出弘文, 岡島忠治: 鉄と鋼, 62 (1976) 11, S 463
 - 11) B. L. BRAMEITT: Metallurgical Transaction, 1 (1970) July, p. 1987
 - 12) 伊藤幸良, 岡島忠治, 高尾滋良: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, S 79
 - 13) W. A. FISHER, H. FRYE, H. ELEISCHER, und R. BAUM: Arch. Eisenhüttenw., 43 (1972), 4, p. 291
 - 14) W. ROTH, and M. SCHIPPEN: Z. METTALK, 47 (1956), p. 78
 - 15) M. C. FLEMING: Trans. AFS, 64 (1956), p. 636
 - 16) 高橋忠義, 市川 洌, 工藤昌行, 島原皓一: 鉄と鋼, 61 (1975) 9, p. 2198
 - 17) 岡野 忍, 西村 隆, 大井 浩, 平野達吉: 鉄と鋼, 61 (1975) 14, p. 2982