

UDC 669.15'24'26-194.56 : 669.15'26-194.54 : 669.14-412 :  
669.063.8 : 669.14.018.8 : 621.746.047

論 文

## 電磁攪拌によるステンレス鋼連铸ブルームの品質改善\*

竹内 英磨\*\*・池原 康允\*\*  
柳井 隆司\*\*・松村 省吾\*\*Quality Improvement of Continuously Cast Stainless Steel Blooms  
through Electromagnetic StirringHidemaro TAKEUCHI, Yasunobu IKEHARA,  
Takashi YANAI, and Shogo MATSUMURA

## Synopsis :

Electromagnetic stirring was applied in order to improve the qualities of continuously cast stainless steel blooms for seamless tubes.

The results are summarized as follows :

(1) Grain refinement of cast structure of blooms is obtained by the stirring. The tendency to the equiaxed crystals grow is stronger in the order SUS 316, SUS 321, SUS 304 and SUS 430.

(2) White bands, negative segregation bands of solutes, in stirred blooms are formed. Negative segregation of solutes at the white band increases its intensity in proportion to equilibrium partition coefficient of solutes.

(3) Center cavities in blooms are converted into dispersed pourous form from pipe form and the star cracks disappear by the stirring.

(4) A homogeneous distribution of  $\delta$ -ferrite in SUS 304 blooms and a refinement of Ti (CN) clusters in SUS 321 blooms are obtained by the stirring.

## 1. 緒 言

ステンレス鋼の鑄造品質におよぼす電磁誘導攪拌の影響に関しては、鑄造組織の微細化<sup>1)2)3)</sup>、内部割れ感受性の減少<sup>1)</sup>、中心部キャピティの分散減少および鑄造組織の熱間加工性の改善<sup>2)3)</sup>などの多くの鑄造品質改善効果が報告されている。

しかし、これらの多くは実験室的規模であり、苛酷な環境下での電磁攪拌機の耐久性の問題、スケールアップに伴う設備的な問題および最適攪拌条件の選択のむづかしさのために連铸工程に適用した工業規模での報告は少ない。

著者らは、特に高度の内部品質が要求される熱間押出継目無鋼管用ステンレス鋼ブルーム連铸に、電磁誘導攪拌を適用した結果、著しく鑄片内部品質が改善されたので、その結果を報告する。

## 2. 電磁攪拌装置および試験方法

## 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。電磁誘導攪拌機の構造は、直接水冷形・集中巻・2相構造を有する2相回転磁界形攪拌機である。この電磁攪拌装置を当所1ストランド垂直型ブルーム連铸機に設置した。ブルーム鑄造試験電磁攪拌機配置図を、Fig. 1に示す。

## 2.2 電磁攪拌試験条件

Table 2に電磁攪拌試験条件範囲を示す。

## 3. 電磁攪拌によるステンレス鋼ブルームの品質向上

## 3.1 凝固組織

## 3.1.1 ステンレス鋼凝固組織の顕出法

ステンレス鋼凝固組織におよぼす電磁攪拌の影響を調査する場合に重要な問題は、顕出した組織が真のステンレス鋼凝固組織を示しているかどうかであり、これが不明確であると誤った結論に到達するおそれがある。

そこで、試験対象鋼種 SUS 304, 321, 316, 430 について、凝固組織とマクロ組織の比較検討を行なった。

Photo. 1, 2に SUS 304 および SUS 316 の無攪拌

\* 昭和 50 年本会講演大会にて発表 昭和 51 年 9 月 6 日受付 (Received Sep. 6, 1976)

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

Table 1. The electromagnetic stirrer.

Main specifications		
Electric power source	No. of phases Frequency Capacity	2-phase 60Hz 750kVA
Stirrer	No. of poles Inside diameter of core Height of core Magnetic field intensity (max)	2-poles 260 mm 150 mm 1 780Oe

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

Steel grade	Electromagnetic stirring condition			Casting condition	
	Setting position	Mode	Stirring intensity	Mold size	Casting speed
SUS 304 (18Cr-8Ni-0.05C) SUS 316 (18Cr-12Ni-2.5Mo-0.06C) SUS 321 (18Cr-8Ni-0.5Ti-0.06C) SUS 430 (18Cr-0.05C)	1.3m under meniscus	Rotating	4.5, 19, 39, 214, 435 mmFe	210 mm $\phi$	1 000~ 1 200 mm/min

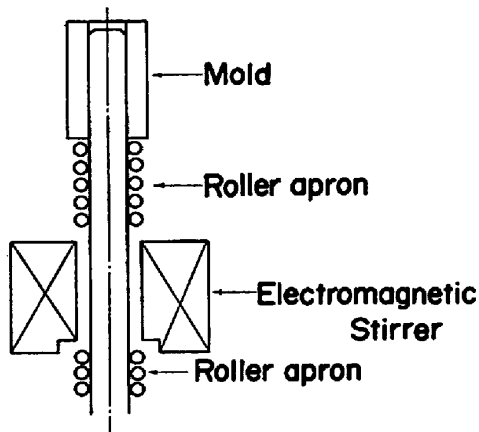


Fig. 1. Position of Electromagnetic stirrer with respect to the strand.

と電磁攪拌ブルーム縦断面の  $\text{HCl} + \text{H}_2\text{O}_2$  マクロ腐蝕組織と  $\text{FeCl}_3 + \text{CuCl}_2 + \text{HCl} + \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$  腐蝕組織を比較して示す。SUS 316 はマクロ腐蝕組織と凝固組織は一致しており、すなわちマクロ腐蝕組織の柱状晶および等軸晶域は、 dendrite 組織の柱状 dendrite および等軸 dendrite に対応しているが、SUS 304, 321 については、両者まったく対応せず、マクロ腐蝕組織は凝固組織と無関係であることがわかる。これは、鈴木<sup>4)</sup>、HULTIGEN<sup>5)</sup>、B. TARMANN<sup>1)</sup> により指摘されているように、SUS 316 は、オーステナイト ( $\gamma$ ) で凝固し変態しない一次組織であるのに対し、SUS 304, 321 は初晶がデルタ ( $\delta$ ) であり、凝固中に  $\gamma$  に変態した二次組織であ

ると考えられる。以上の結果から、ステンレス鋼の凝固組織の顕出には、Table 3 に示す腐蝕条件により dendrite 組織を観察した。

3.1.2 ステンレス鋼の凝固組織におよぼす電磁攪拌の影響

(1) SUS 304 と SUS 321

Photo. 3 に SUS 304 と SUS 321 の無攪拌ブルームと電磁攪拌ブルームの横断面凝固組織を示す。Fig. 2 に SUS 304 と SUS 321 の等軸 dendrite 率におよぼす  $\Delta T$  (過熱温度 ; タンディッシュ内溶鋼温度-液相線温度) と攪拌強度の影響を示す。

無攪拌铸造において、 $\Delta T$  30°C~50°C の場合、SUS 304 と SUS 321 とともに中心部のみ粗大な等軸 dendrite が生成するのみであるが、SUS 304 は攪拌強度 19 mmFe 以上、SUS 321 は 4.5 mmFe 以上で攪拌域内は柱状 dendrite から等軸 dendrite に変化する。

SUS 321 は、 $\Delta T$  30°C~50°C の範囲で、 $\Delta T$  の影響をほとんど受けず、攪拌域内は 100% 等軸 dendrite に変化するが、SUS 304 は  $\Delta T$  が大きくなるほど、攪拌域内部まで柱状 dendrite が成長し、等軸 dendrite 生成時期が遅れてくる。SUS 321 が微細化しやすい傾向を示すのは、Ti 添加による  $\text{T}_i\text{N}$  の核作用による<sup>6)</sup>ものと考えられる。

(2) SUS 316 と SUS 430

Photo. 4 に SUS 316 と SUS 430 の無攪拌ブルーム

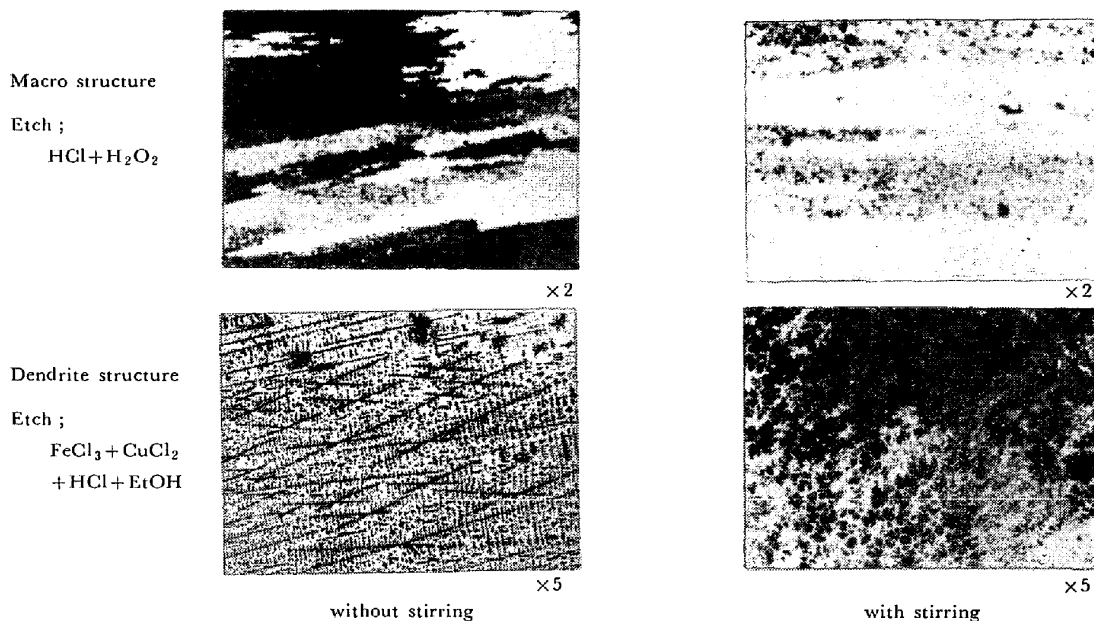


Photo. 1. Comparison of macro-and dendrite structure of SUS 304 continuously cast blooms.

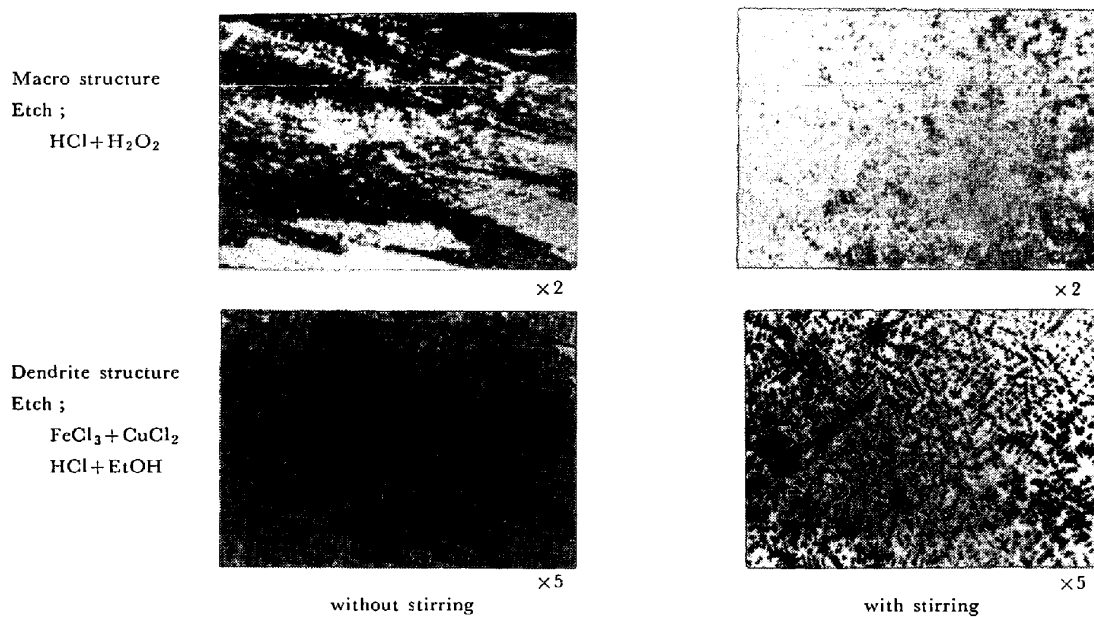


Photo. 2. Comparison of macro-and dendrite structure of SUS 316 continuously cast blooms.

Table 3. Identification of solidification structure of stainless steel.

Steel grade	Etching	Surface preparation	Measurement of solidification structure	
SUS 304 321	5gFeCl <sub>3</sub> 300mlH <sub>2</sub> O 5gCuCl <sub>2</sub> 80mlC <sub>2</sub> H <sub>5</sub> OH 100mlHCl	Miller finish	Ration of equiaxed dendrite zone $= \frac{l}{L} \times 100(\%)$	
SUS 316 430	HCl : H <sub>2</sub> O : H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> = 1 : 1 : 1/12	320# finish	Ratio of equiaxed crystal zone $= \frac{l}{L} \times 100(\%)$	

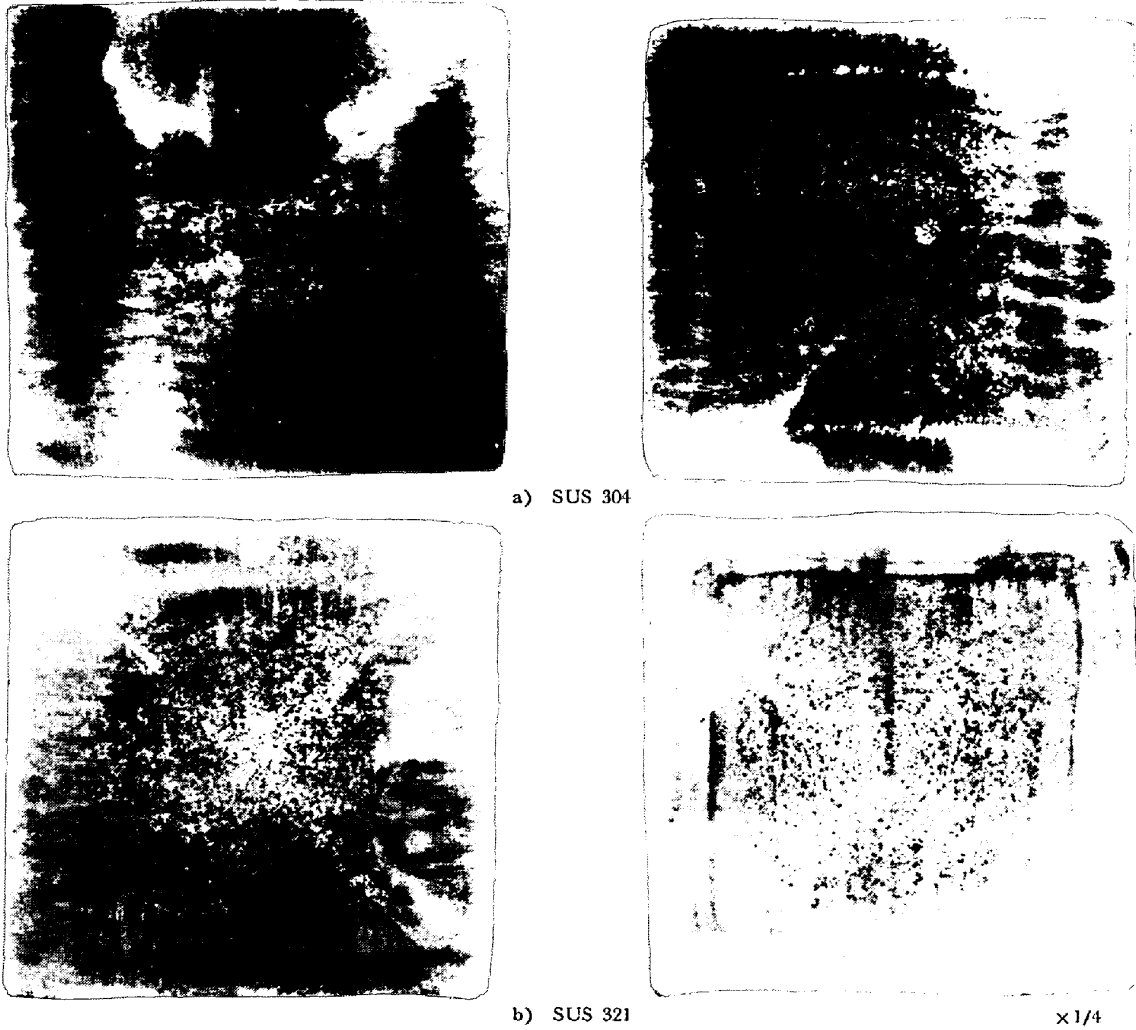


Photo. 3. Cast structure of continuously cast blooms.  
Left ; without stirring  
Right ; with stirring

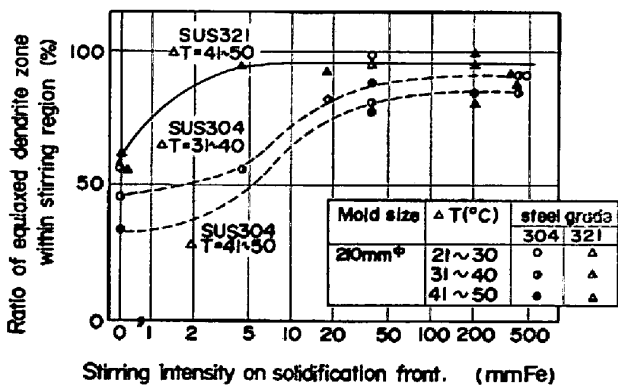


Fig. 2. Effect of super heat ( $\Delta T$ ) and stirring intensity on equiaxed dendrite zone ratio of SUS 304, 321 blooms.

と電磁攪拌ブルームの横断面凝固組織を、Fig. 3 に等軸晶率におよぼす  $\Delta T$  と攪拌強度の影響を示す。

無攪拌の場合、SUS 316 と SUS 430 の凝固組織は、 $\Delta T$  の影響が著しく、銜片の等軸晶率におよぼす

温度の影響を調査した結果 SUS 316 は  $\Delta T < 8^\circ\text{C}$ <sup>7)</sup>、SUS 430 は  $\Delta T < 10^\circ\text{C}$ <sup>8)</sup> の極低温铸造によつてのみ等軸晶組織が得られるが、電磁攪拌によつて等軸晶化過熱温度域を拡げることが可能である。しかし、 $\Delta T$  が大きくなるにつれて等軸晶生成時期がおくられて等軸晶率が低下する傾向は、各鋼種共通であるが、SUS 316 は  $\Delta T$  の影響は小さいが SUS 430 は  $\Delta T$  の影響が大きく、 $\Delta T$  が  $20^\circ\text{C}$  をこえると大幅に等軸晶率は低下し、かつ等軸晶径も粗大化する。したがつて、SUS 430 については微細な等軸晶および大きな等軸晶率を得るには、電磁攪拌を適用しても低温铸造が不可欠であると考えられる。

### 3.2 偏析

#### 3.2.1 ホワイト・バンド

電磁攪拌ステンレス鋼ブルーム凝固組織の攪拌位置に、幅 5~10 mm のホワイト・バンドが生成する。ホワイトバンドは、攪拌強度が大きくなるにつれて明瞭に現われてくる。ホワイト・バンド近傍を 0.5 mm 間隔で切

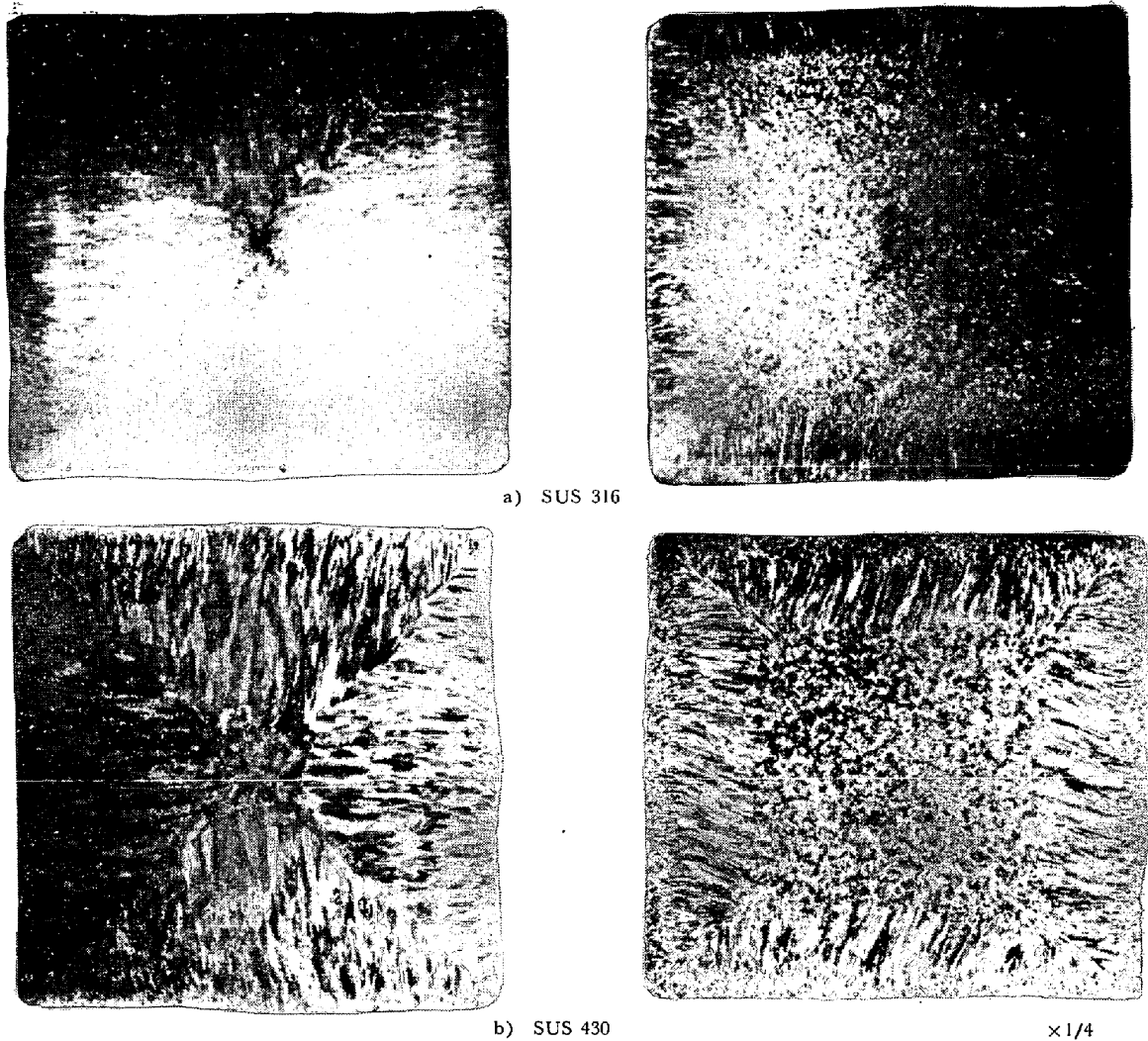


Photo. 4. Cast structure of continuously cast blooms.  
Left ; without stirring  
Right ; with stirring

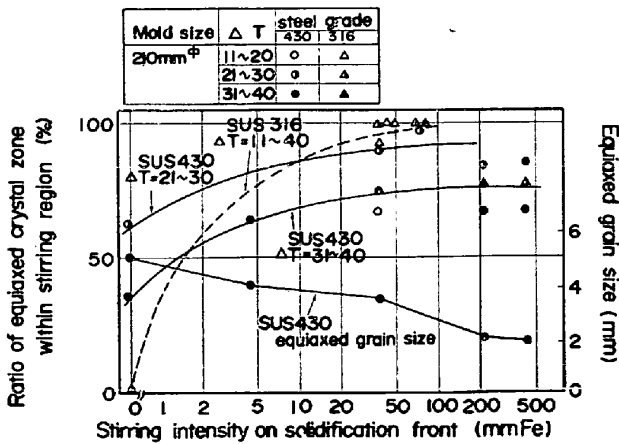


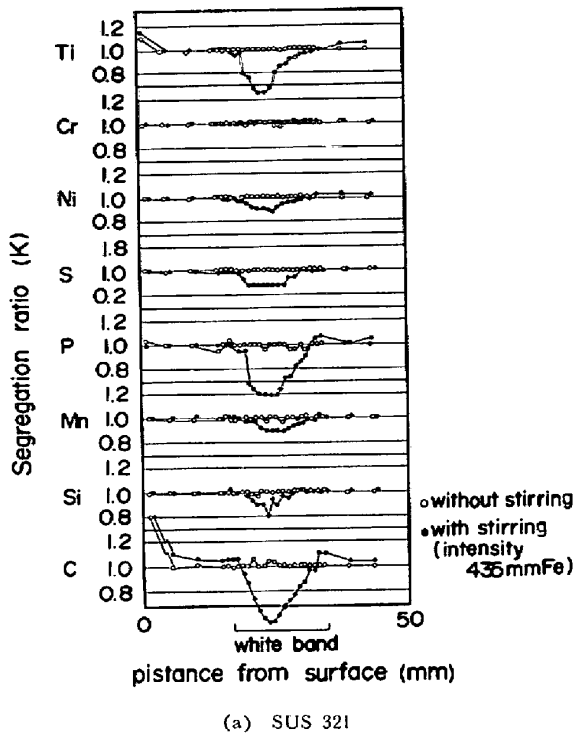
Fig. 3. Effect of super heat ( $\Delta T$ ) and stirring intensity on equiaxed crystal zone ratio of SUS 430, 316 blooms.

削粉を採取し、全元素の化学分析値と取鍋分析値の比を偏析度 ( $K$ ) として整理した結果を Fig. 4 (a) (b) に

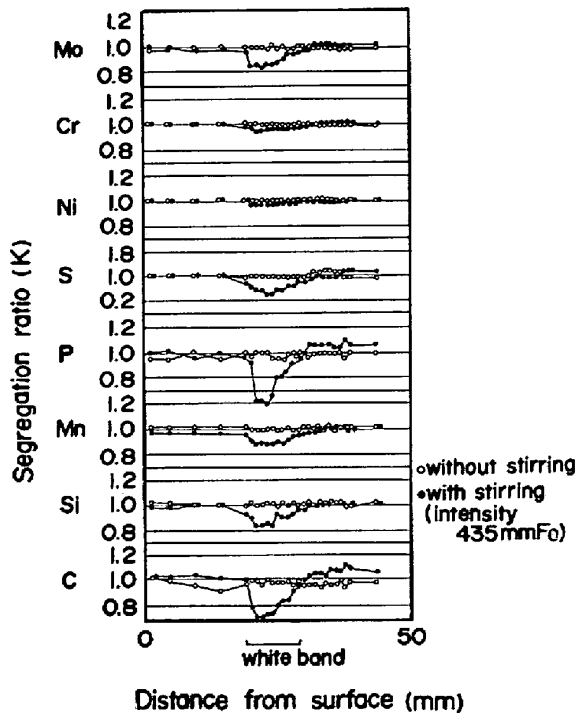
示す。ホワイト・バンドは、負偏析帯であり、ホワイト・バンド生成開始位置で急激に負偏析を示し、そして、ゆるやかに上昇してホワイト・バンド終点后、わずかに正偏析を示す。

ホワイト・バンド部の負偏析度は、Fig. 5 に示すように、平衡分配係数<sup>9)~11)</sup> ( $K_0$ ) から推定される偏析傾向とよく一致する。したがって、電磁攪拌によつて生成するホワイト・バンドは、溶鋼の攪拌によつて固液共存域の濃化溶鋼が洗い出されて生成する負偏析帯である。

つぎにホワイト・バンド部のマイクロ組織的特徴を述べる。SUS 304 は、[C][Mn][Ni]などのオーステナイト形成元素が低くなるために、 $\delta$ -フェライトが多量に生成しているのに対し、SUS 316 は、[Cr][Mo]のフェライト形成元素と [C][Ni][Mn]のオーステナイト形成元素が負偏析を示し、ホワイト・バンド部の $\gamma$ -ポテンシャル<sup>12)</sup>は 301 であり、他の部分は 302 とほとんど同じであ



(a) SUS 321



(b) SUS 316

Fig. 4. Segregation ratio of some elements over the cross section of white band in stainless steel 210 mm  $\phi$  blooms.

るため、 $\delta$  量も変らない。これは、前述の SUS 304 と SUS 316 の凝固挙動の相違を示すものと考えられる。SUS 321 は、[Ti][C] の負偏析のために、ホワイト・バンド部には、Ti(CN) の生成は非常に少ない。なお、SUS 321 の表層部には、モールド・パウダー中の炭素粒

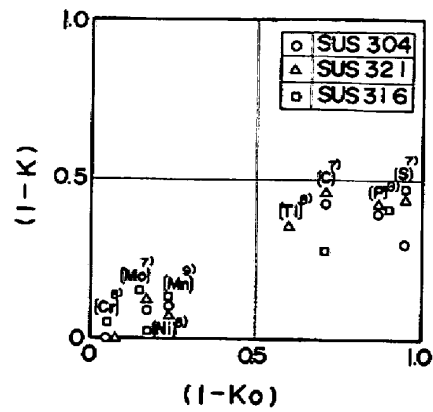


Fig. 5. Relation between equilibrium partition ratio ( $K_0$ ) and segregation ratio ( $K$ ) of white band in stainless steel blooms. (210 mm  $\phi$ )

子による浸炭および  $TiO_2$ 、 $TiN$  の捲込みによる [Ti] の正偏析が認められる。

以上、ステンレス鋼電磁攪拌ブルームに生成するホワイト・バンドの性状について述べたが、最終成品である鋼管の品質には、問題はなかつた。

3.2.2 2次相

2次相として、SUS 304 の  $\delta$ -フェライトおよび SUS 321 の  $TiN$  をとりあげ、それらの形態と分布におよぼす電磁攪拌の影響を調査した。

(1)  $\delta$ -フェライト

$\delta$ -フェライトの形態と分布におよぼす電磁攪拌の影響を Fig. 6 と Photo.5 に示す。

オーステナイト系ステンレス鋼の铸造状態での  $\delta$ -フェライトの分布は、凝固速度、凝固偏析に影響され、無攪拌ブルームは、表層から中心に向つて凝固速度が小さくなるにつれて  $\delta$ -フェライト量は増加し、ブルーム中心部で加速凝固のために減少している。これに対して、電磁攪拌ブルームは、攪拌強度 39 mmFe 以上の攪拌によつて、攪拌域内は、比較的均一に分布する傾向がある。ホワイト・バンド部は、[C][Ni][Mn] などのオーステナイト生成元素の負偏析帯であるために、多量の  $\delta$ -フェライトが生成している。無攪拌材と攪拌材の  $\delta$ -フェライトの形態を比較すると、無攪拌材は樹枝状に生成しているのに対し、攪拌材は円形群状に  $\delta$ -フェライトが生成し、その周囲は、 $\delta$ -フェライトの全生成しないオーステナイト相で囲まれている。この形態の相違は柱状 dendraイトと等軸 dendraイト組織に対応しており、オーステナイト相で囲まれた群状  $\delta$ -フェライト生成粒は、初晶として析出したものであり、その周囲のオーステナイト相は、それらの結晶が生成後最終凝固した<sup>13)14)</sup>部分と考えられる。

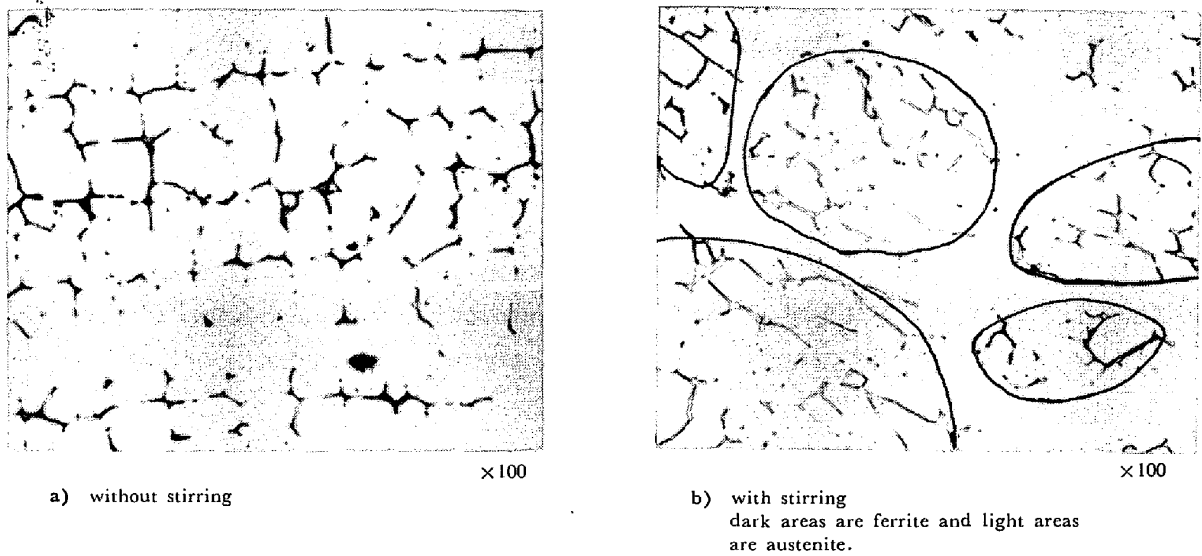


Photo. 5.  $\delta$ -ferrite in SUS 304 blooms.

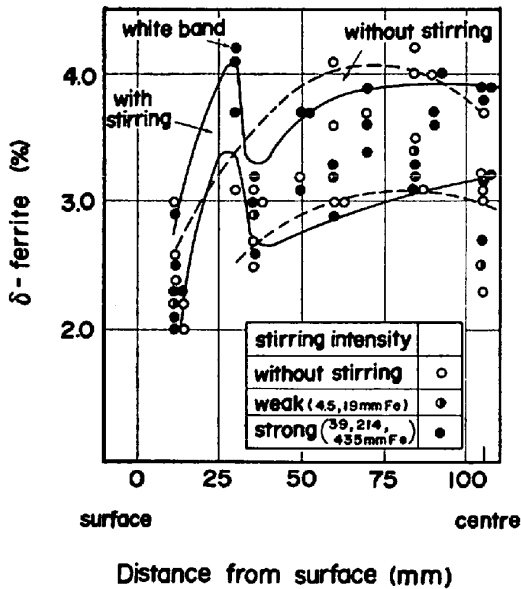


Fig. 6. Distribution of  $\delta$ -ferrite over the cross section of SUS 304 210 mm  $\phi$  blooms.

(2) Ti(CN) クラスタ

Ti(CN) は群状に生成する傾向があり、最終成品において地疵欠陥となるので、Ti(CN) クラスタの防止対策は、重要である。

Ti(CN) クラスタの代表的な形態を、光学顕微鏡像と電解抽出物の走査電顕像とを対比させて、Photo. 6 に示す。

Ti(CN) クラスタの形態は、立方体集合型(A type)と小粒集合型(B type)の2種類に大別され、B typeの発生頻度は非常に少なく、A typeが大部分を占める。A typeに比較してB typeのTi(CN)は[C]が富化している。AおよびB typeの発生頻度におよぼす電磁攪拌の効果は明らかでない。

TiN 生成開始温度を [Ti] と [N] の平衡濃度の実測値<sup>15)</sup>から求めると、約 1560°C となり供試材の液相線 1435°Cよりかなり高く、Ti(CN)は溶鋼段階ですでに析出すると考えられる。事実、1500°Cのタンディッシュ内溶鋼中にTi(CN)のクラスターは認められた。Photo. 6からわかるように、Ti(CN) クラスタは、立方晶であるTi(CN)が、それぞれ3次元的に結合しており、その結合の仕方はランダムである。粒子の結合は点あるいは線の接触ではなく互いに食い込んだ結合を示している。以上の2点からTi(CN) クラスタは溶鋼中に析出したTi(CN)が、溶鋼流動による衝突により結合<sup>16)17)</sup>し、結合後成長してゆくものと推定することができる。

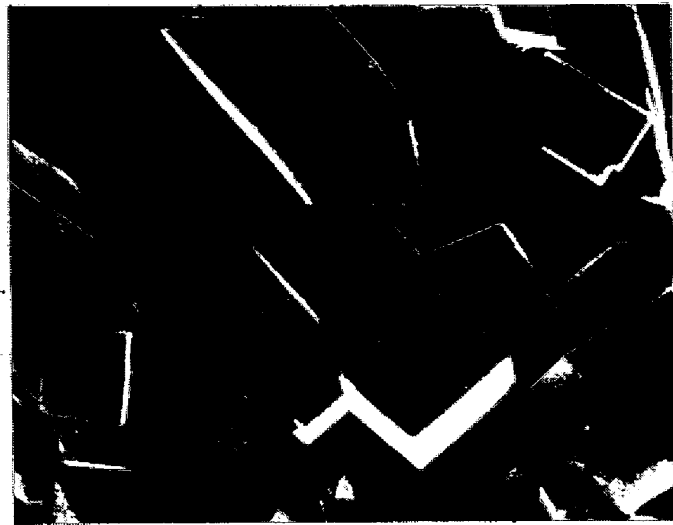
Fig. 7(a) (b) にTi(CN)クラスタのブルーム断面分布におよぼす電磁攪拌の影響を示す。Fig. 7(a)より無攪拌材および攪拌材ともに凝固速度の大きい範囲(5 mm/min以上、肌下75 mm以内)では、Ti(CN)クラスタ量はほぼ同じであり、非常に少ないが、凝固速度が小さく(5 mm/min以下)になると、無攪拌材のTi(CN)クラスタは、ほぼ直線的に増加している。なお、凝固速度は、ブレークアウト鑄片より実測した $K=28$ より求めた。凝固厚みが75 mmまでは、凝固速度が極めて速いため過冷されてTi(CN)は鋼中に均一に析出してくるものと推定される。

Ti(CN) クラスタは、攪拌強度が増加し、微細等軸デンドライトになるにつれて均一分散化し、特に無攪拌材の中心部の粗大等軸デンドライト組織に比較して約1/7に減少している。また電磁攪拌によつてTi(CN)クラスタは微細化し、大きさは50~100 $\mu$ が主体となっている。

Ti(CN) クラスタの造塊時における低減対策として



optical image ×500

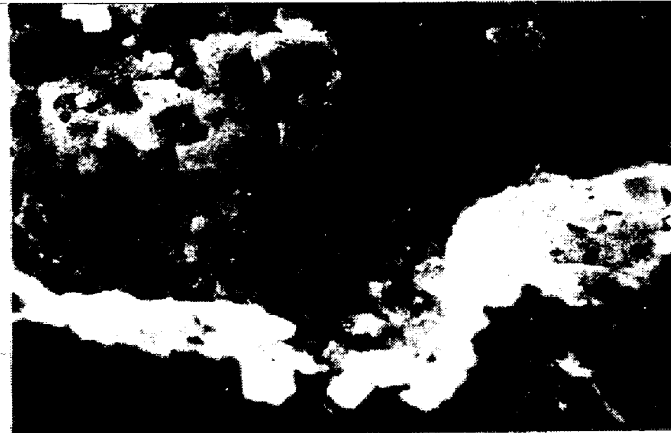


Scanning electron micrograph ×3000

## a) Gathering type of cubic particles.(A・type)



optical image ×500



Scanning electron micrograph. ×3000

## b) Gathering type of globular particles.(B・type)

Photo. 6. Morphology of Ti(CN) clusters in continuously cast blooms.

は、回転鑄造により Ti(CN) クラスターを浮上分離する方法<sup>16)</sup>および Ti(CN)の生成開始時期と溶鋼流動の激しい時期をずらして Ti(CN)の生成を低減する方法<sup>16)17)</sup>が報告されている。

電磁攪拌による Ti(CN) クラスター低減の機構は、電磁攪拌材より、清浄度および [Ti] [N] が低いことは認められていないので、浮上分離による低減は考えられず Ti(CN) クラスターの生成が抑制されたものと推定される。

以上の結果、電磁攪拌の適用によつて、凝固組織を微細等軸デンドライトとし、Ti(CN) クラスターの生成を抑制し得ることがわかつたが、その抑制機構については明らかでない。

### 3・3 中心部キャビティと割れ

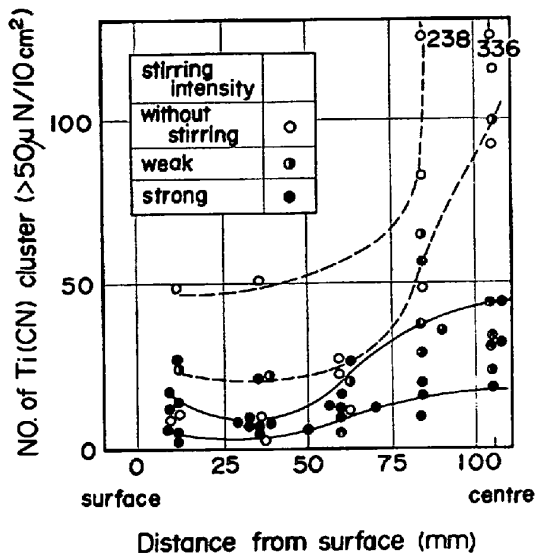
#### 3・3・1 中心部キャビティ

ブルーム中心部から 10 mm×50 mm×200 mm の試片を切り出し、X線ラジオグラフィを取り、中心部キャビティの幅長さから評点 0～評点 5 の 6 段階に分類し、Photo. 8 に示す標準写真を作成した。これを基準にして、中心部キャビティにおよぼす電磁攪拌の影響を調査した。

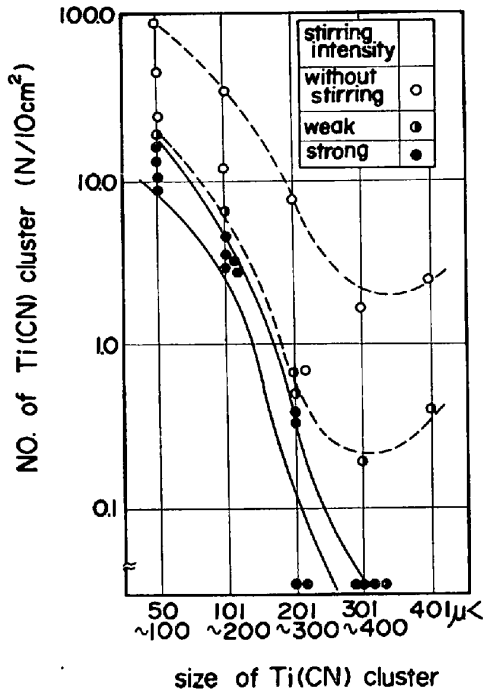
SUS 304, SUS 321 と SUS 430 の中心部キャビティは、攪拌強度が強くと、 $\Delta T$  が小さくなり、凝固組織が微細化するにつれて管状空孔から分散した多孔質状に変化した。

ブルーム中心部キャビティ評点は、等軸晶率あるいは等軸デンドライト率が大きくなるにつれて良好となることが Fig. 8 からわかる。しかし、その改善程度は、鋼種によりことなり、SUS 430 は低等軸晶率においても良好な中心部キャビティ性状を示す。この理田の一つとして、





(a) Distribution of Ti(CN)



(b) Size distribution of Ti(CN) cluster

Fig. 7. Distribution of Ti(CN) cluster over the cross section of SUS321 210 mm  $\phi$  blooms.

K. BECKIUS<sup>19)</sup> が示した鋼種による凝固収縮率の差を挙げることができる。すなわち、凝固収縮率  $S(S = \rho_d - \rho_w / \rho_d \times 100\%)$  ; 凝固収縮率,  $\rho_d$  ; 健全部の鋳物の密度,  $\rho_w$  ; 全鋳物の見掛け密度) は, 17%Cr 鋼の場合に, 約 1% であるのに対し, 18%Cr-10%Ni 鋼の場合は, 約 2% であり, 17%Cr 鋼の約 2 倍の凝固収縮率を示し, Ni が凝固収縮率を増加させることによるためであると考えられる。

SUS 304, SUS 321 は 60% 以上の等軸 dendrite 率を得ることにより, 通常鋳造材に比較して 2 ランクの

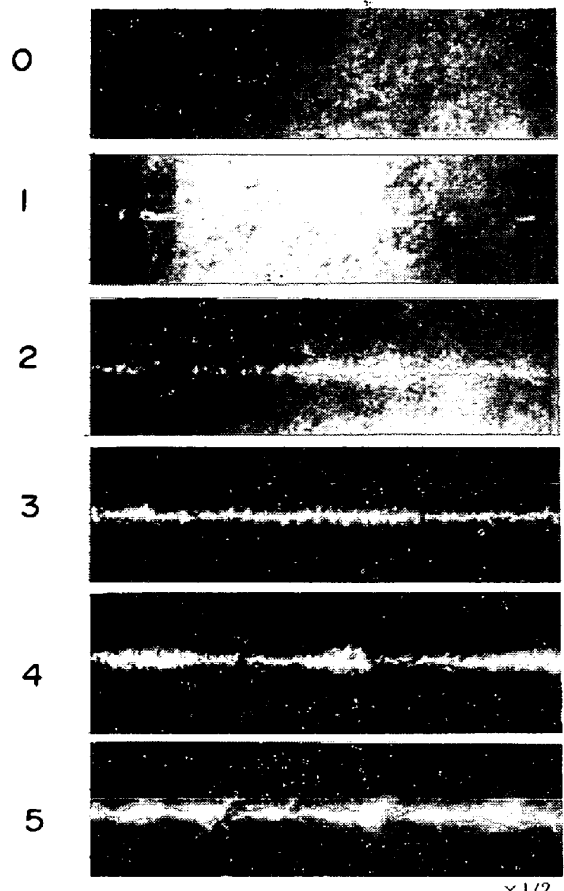


Photo. 7. Severity ratings and corresponding shrinkage cavities. (X-ray graphs)

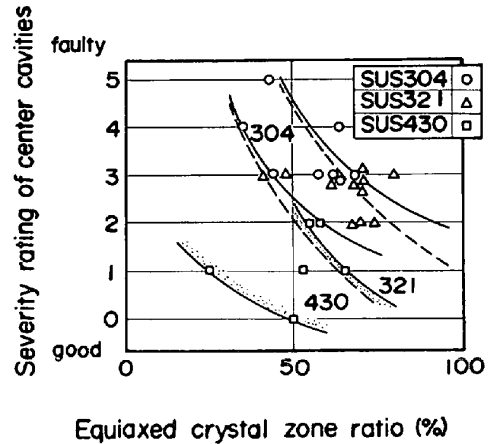


Fig. 8. Relation between center cavities and equiaxed crystal zone ratio of SUS 304, 321, 430 blooms.

向上が認められた。

中心部キャビティは, 鋳造中の鋳造速度変動, 局部的冷却および高温鋳造に起因する凝固前面不均一成長による “bridging” によつて生成することはよく知られている。電磁攪拌によつて等軸晶化することにより, “bridging” の形成が抑制され, 中心部キャビティは, 著しく改善される。

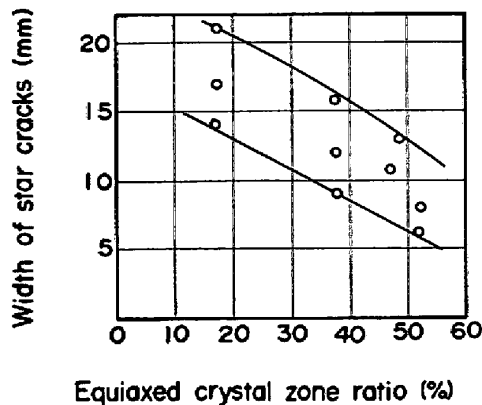


Fig. 9. Relation between width of star cracks and equiaxed crystal zone ratio of SUS 316 blooms.

### 3.3.2 中心部割れ

SUS 316 は通常鑄造の場合、Photo.4(a) に示すような中心部割れ（星状割れ）を発生しやすい。SUS 316 ブルームの中心部割れは、ピンチロール加圧面に直角方向のみに発生し、柱状晶間で割れており、割れ部には $\delta$ -フェライトおよび炭化物をともなっているものもある。この原因は、① “bridge” 形成により溶鋼が供給されずに生ずる凝固収縮割れと ②凝固末期の固液共存層に、ピンチロール圧力によつて生ずる内部割れと推定される。

Fig. 9 に、SUS 316ブルーム中心部割れ大きさと等軸晶率との関係を示す。電磁攪拌によつて等軸晶率が増加するほど、Photo.4(a)に示すように、中心部割れは小さくなり改善された。

## 4. 結 言

ステンレス鋼連鑄ブルーム鑄造品質の改善を目的に、電磁攪拌鑄造試験を行ない、その改善効果を明らかにした。

(1) 電磁攪拌によりステンレス鋼ブルームの凝固組織を微細化することが可能であり、攪拌強度が大きいほど、鑄造温度が低いほど等軸晶率は大きくかつ等軸晶径は微細になった。等軸晶化は、SUS 316, 321, 304, 430 の順に困難であり、SUS 430がもつとも等軸晶化し

にくい。

(2) ステンレス鋼電磁攪拌ブルームのホワイト・バンド幅は、6~8 mmであり、溶質全元素の負偏析帯である。

(3) 電磁攪拌によつて、中心部キャビティは管状空孔から分散した多孔質状に変化し、等軸晶率が増加するほど改善された。

(4) 凝固組織の微細化によつて SUS 316 の内部割れ感受性は低下した。

(5) SUS 304 の  $\delta$ -フェライトおよび SUS 321 の Ti(CN) 析出相は電磁攪拌によつて均一分散化された。

## 文 献

- 1) B. TARMANN and W. POPPMEIER: Radex-Rundschau, 5 (1965), p. 647
- 2) W. POPPMEIER and B. TARMANN: J. Metals, (1966), p. 1109
- 3) F. C. LANGENBERG and G. PESTEL: J. Metals, (1961), p. 859
- 4) 鈴木章: ステンレス鋼便覧, (1973), p.82 [丸善]
- 5) A. HULTIGEN: JISI, 70 (1929), p. 69
- 6) W. J. JACKSON: Iron Steel, (1972), p. 163
- 7) 竹内英磨, 漆山信夫, 若松道生, 今田武, 池原康允: 鉄と鋼, 60 (1974) 11, s. 458
- 8) 竹内英磨, 大岡耕之, 漆山信夫, 池原康允, 若松道生: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, s. 112
- 9) W. A. FISCHER and M. HISHINUMA: Arch. Eisenhüttenw., 31 (1960), p. 365
- 10) J. CHIPMANN and J. F. ELLIOT: Electr. Furn. Steelmaking, 2 (1963), p. 99
- 11) 和田浩明: 日本金属学会シンポジウム講演予稿,
- 12) CASTRO: Metallurg, 63 (1968), p. 654 (1967), 10. p. 174
- 13) H. FREDRIKSSON: Met. Trans, 3 (1972), p. 565
- 14) G. GRUNTHNER, and H.-J. SCHULLER: Stahl u. Eisen, 14 (1968), p. 713
- 15) W. A. FISHER, and H. FRYE: Arch. Eisenhüttenw., 43 (1972), s. 291
- 16) 中西恭二, 矢野修也, 江島彬夫, 岩間昭二, 広瀬充郎: 鉄と鋼, 62 (1976) 4, s. 125
- 17) 川崎製鉄: 第54回特殊鋼部会, 特 54-12-11 (1976)
- 18) 谷口千之, 田上豊助, 中島正治, 小谷良男: 住友金属, 14 (1962) 4, p. 56
- 19) K. BECKUS: 鑄物, 40 (1969) 9, p. 736