

論 文

UDC 669.85/.86 : 669.14-412 : 621.74.047 : 620.182/.183 : 536.421.4

実用鋼のミクロ凝固組織におよぼす希土類元素の影響*

塗 嘉 夫**・大 橋 徹 郎***

広 本 健**・北 村 修****

Solidification Microstructure of Ingots and Continuously Cast Slabs Treated with Rare Earth Metal

Yoshio NURI, Tetsuro OHASHI,

Takeshi HIROMOTO, and Osamu KITAMURA

Synopsis:

In order to evaluate theoretically and prove the effect of REM and Ca-sulphides on heterogeneous nucleation, investigations have been made to find how REM addition influences the solidification microstructure of ingots and continuously cast slabs.

Some characteristics of REM-added steel compared with ordinary steel are as follows:

- 1) Primary dendrite arm spacing is narrower.
- 2) Primary dendrite arms are shorter, and they exist more in number.
- 3) The growth direction of dendrite arms is less oriented.
- 4) The micro-segregation of C, S, P, Si, and Mn is less.

It is concluded that new primary dendrite arms are generated due to the heterogeneous nucleation by REM addition in the region of comparatively small supercooling near liquid-solid interface.

1. 緒 言

最近、造塊、連铸工程における Ca、ならびに希土類元素（以下、REM と略称）の利用に関する研究が高級鋼製造の観点から広範に行われるようになってきており、とくに、硫化物、酸化物の形態制御効果についての研究結果は数多く見られる¹⁾。

しかしながら、これらの元素の有する性能は単に形態制御に止まらず、凝固組織そのものをも変化させる可能性が指摘されており^{2)~3)}今後の利用技術発展のためにも、その定量的解析が望まれている。

著者らは、Ca や [REM] の優れた物理化学的性質に着目し、その有効利用法を種々研究した結果、特に耐ラメラテア鋼の板厚方向延性の改善⁴⁾、非調質ハイテンの異方性の改善、サワーガス用ラインパイプ材の耐水素誘起割れ防止等に大きな効果を見出している。これは Ca や [REM] を溶鋼に添加した場合、基本的に次の四

つの大きな効果を示すためと考えられる。

- 1) 核生成能の大きな核生成物質を形成すること。
- 2) 凝固組織を改善すること。
- 3) 可塑性の小さい介在物を形成すること。
- 4) 溶鋼の清浄度を向上させること。

このうち、3) 4) に関しての研究例は比較的多く、種々の興味ある知見が得られているが、1), 2) に関する研究例はほとんどない。

本報では、Ca と [REM] の不均質核生成能を評価し、次いで [REM] 添加鋼に関して、特にデンドライトのアーム・スペーシング、アームの成長長さ、アームの傾角、ミクロ偏析等のミクロ凝固組織に焦点を合わせ、その特徴を明らかにすると共に、これらの形成機構について若干の考察を加えたものである。

2. Ca と [REM] の不均質核生成能

Ca や [REM] の凝固組織改善能力を見積ることは、

* 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 9 月 25 日受付 (Received Sept. 25, 1979)

** 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp.)

*** 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 工博 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp., 1 Fuji-cho Hirohata-ku Himeji 671-11)

**** 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 (現: 本社) (Hirohata Works, Now Head Office, Nippon Steel Corp.)

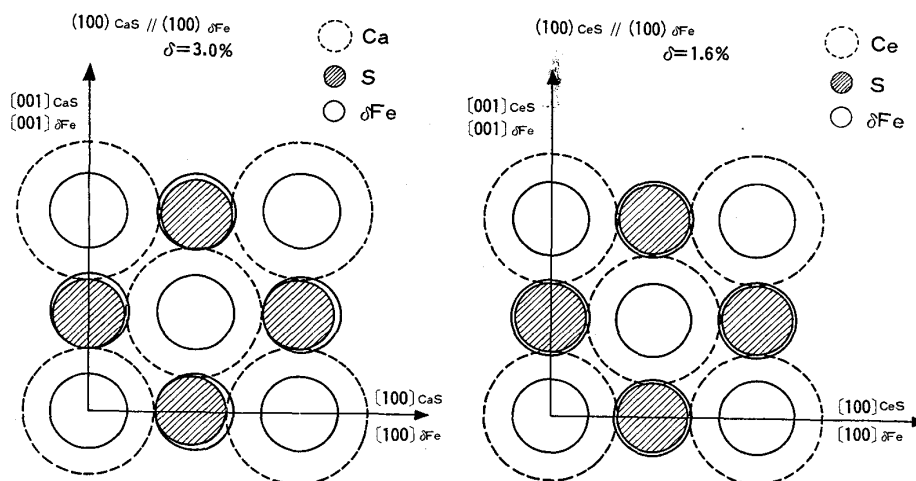


Fig. 1. The crystallographic relationship at the interface between the (100) of CaS, CeS and the (100) of δ -Fe.

これらの元素を有効活用する上で極めて重要となる。

著者らは、溶湯中に懸濁する Al_2O_3 、 SiO_2 、 Ce_2O_3 の不均質核生成能を評価するため、過冷却実験により、それぞれの臨界過冷度を実測し、その結果 SiO_2 、 Al_2O_3 、 Ce_2O_3 の順で、不均質核生成能の大きいことを立証した⁵⁾。また、この臨界過冷度は酸化物と鉄との結晶界面の格子の不整合度、 δ ⁶⁾により理論的に説明できることを述べた。

今、CaS、CeS と δ -Fe との間の不整合度の最も小さい状態を図示すると Fig. 1 のようになる。これより求めた δ の計算結果を過冷度との関係で示すと、Fig. 2 のようになり、CaO、 Ce_2O_3 、CaS、CeS の順で臨界過冷度が小さくなる。これは、この順序で不均質核生成能が大きいことを意味する。このように [REM] の硫化物等は核生成能力の大なることが理論的に推定できたが、これらの能力を代表的に [REM] 添加した実用鋼で確認した。

3. 実験方法

3.1 供試鋼の製造条件

供試鋼は 100 t 転炉で溶製した溶接構造用鋼である。出鋼時に所定の脱酸、合金元素を添加し、その後、RH 処理を 25 min 間行つた。供試鋼の主な製造条件は Table 1 に示したとおりである。供試鋼のうち C 鋼は RH 処理初期に全酸素量を 20 ppm 以下に調整し、その後、5.4 mm ϕ × 2 m のミッシュメタル⁵⁾を鋼棒にくくりつけ下降管近傍にスラグ層を突き破つてすばやく溶解させた。その後、成分の微調整を行いながら溶鋼を数回、還流させた。RH 処理終了後、所定時間静置し生成した介在物を極力浮上分離させた。そののち下注法で 20 t

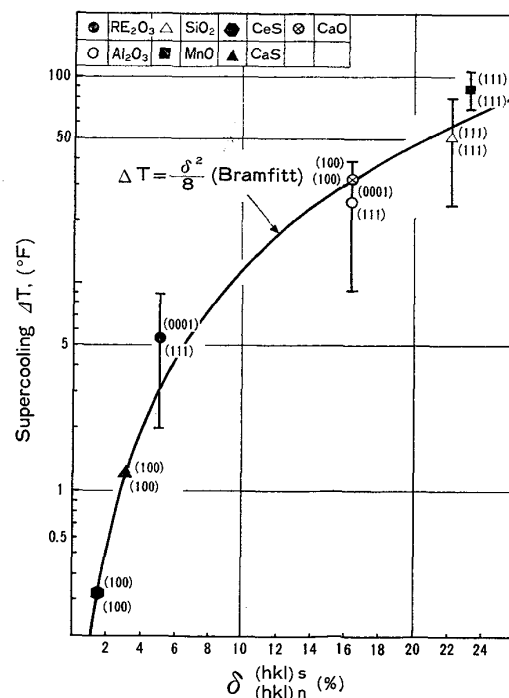


Fig. 2. Relationship between the planar disregistry δ and supercooling ΔT of various nucleant.

鋼塊に造塊したが、製品の鋼板特性を向上させるために、注入完了直前に鑄型内に少量のミッシュメタルを添加した。

供試鋼 H は連鑄鑄片である。添加はワイヤドラムから鑄型の中央部近傍に所定量が溶解するように供給速度をコントロールして添加した。供試鋼 A および I は [REM] 無添加鋼である。注入時はいずれの溶鋼も注入流の強力な Ar シールを行つた。なお、これらの [REM] 添加鋼の溶鋼中の [%REM]・[%S] 濃度積は

Table 1. Casting conditions of tested materials.

Kind	Symbol	Analysis (%)						Weight or slab size	Casting speed (m/min)	REM addition kg/t	
		C	Mn	Si	P	S	Al			RH	Mold
Ingot	A	0.15	1.40	0.46	0.016	0.003	0.018	20 t	—	0	
	C	0.16		0.43	0.010		0.023			0.37	0.05
C. C. Slab	H	0.15	1.40	0.43	0.014	0.015	0.040	(Thickness) × (Width) 250 × 2 100 mm	0.6	0	≤0.88
	I									0	

溶解度積⁷⁾, 10×10^{-5} より大きくなっており, 溶鋼中ですでに (RE)S, (RE)₂O₃S, (RE)Al₂O₃ の一種あるいはこれらの複合介在物が析出していることを確認している⁴⁾.

3.2 調査方法

鋼塊 A, C を軸心を含み縦断した. デンドライト組織は高さ方向の中央部を高さ方向に約 200 mm 採取し, 表面から幅中央部に向かって観察した. 連铸片 H, I は铸造方向に平行な面を全厚にわたり切断し, 添加域と無添加域から数箇所, 試料採取した. 腐食は塩酸, 塩化第二鉄, 塩化第二銅を含有する腐食液でおこなった.

アーム・スペーシング, アーム長さおよびデンドライト傾角等の測定にあたっては低倍率の顕微鏡を用いて直接測定を行うとともに, これらの結果をチェックするために 5 倍以下に拡大した数種の写真からも補助的に測定した.

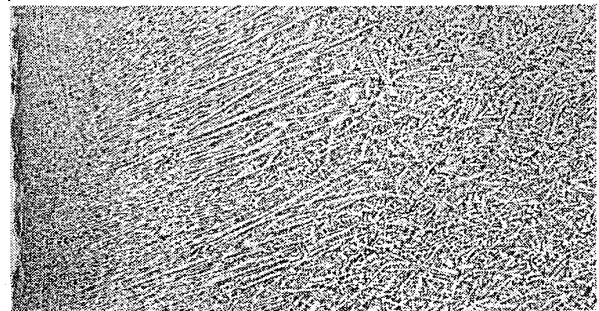
また, デンドライト軸と樹間の溶質元素のマイクロ偏析については EPMA で主として測定したが, EPMA の検出限界と考えられる [P] については, さらに精密に IMA で測定した. それぞれの主な測定条件は以下のとおりである.

[EPMA]……デンドライト組織のアーム・スペーシングおよび変態後のフェライト・パーライト組織の分布大きさを考慮して, ビーム径は $3 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ の矩形スポットにて線分析した. 加速電圧 15 kV, 試料電流 $0.05 \mu\text{A}$, チャート速度 20 mm/min, サンプル速度 100 $\mu\text{m}/\text{min}$ である.

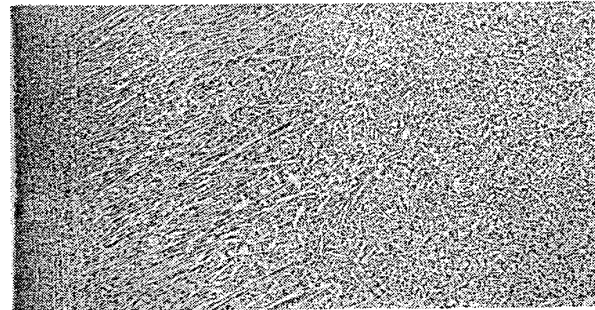
[イオンマイクロアナライザー]……一次イオンとしては O_2^+ を利用し, そのビーム径は $200 \sim 250 \mu\phi$ でイオン電流は 200 nA である. 試料室の真空度は $6 \sim 8 \times 10^{-7}$ torr である.

“P+” の 2 次イオンイールドをアップするために測定試料を傾斜 (傾斜角, 約 50°) させて測定した.

↓ Surface



Ingot A (without addition)



Ingot C (with addition)

Photo. 1. The effect of [REM] additions on the dendritic structure of an ingot.

4. 実験結果

4.1 デンドライト組織の定性的評価

Photo. 1 に A および C 鋼塊のデンドライト組織を, また, Photo. 2 には H および I 連铸片の同組織を示した. 以下に, [REM] 添加鋼の特徴が明りようにあらわれている連铸片を対象に主として述べる.

[REM] 添加鋼は表層部の微細なデンドライト域が広く, それに続く柱状デンドライトの成長が無添加鋼に比べて遅れている. これらの微細なデンドライトの先端には, 結晶の増殖によつて生成したと思われるデンドライト片が見られる. これは内部に向かって成長する柱状デンドライトの “predendritic” 的な状態とも考えられ,

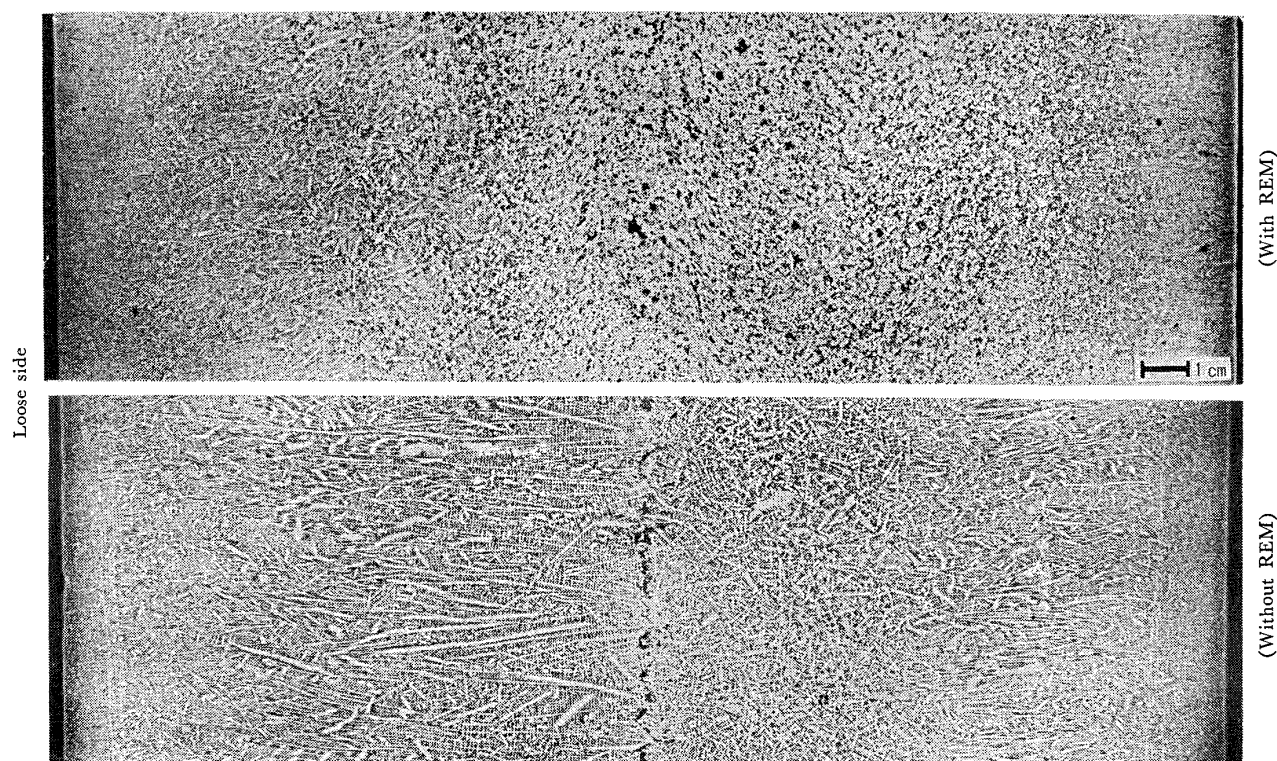


Photo. 2. The effect of [REM] additions on the dendrite structure of a continuously cast slab (Longitudinal section).

これらを起点に柱状デンドライトが成長しているかのようである。この柱状デンドライトの成長方向は、無添加鋼ほど一様でなく、分岐柱状デンドライト気味の乱れたものが多い。これらの柱状デンドライトは鋳片内部へ成長するにしたがい、粗くなる傾向が見られるが添加鋼は無添加鋼に比して細く、かつその成長長さも極めて短いことがわかる。これらの現象に関しては、CHISTYAKOV²⁾は一次デンドライトではないが、高次のアーム数が多くなり、その厚みも薄くなることをCe添加鋼の特徴として述べており、厚みに関しては著者の観察とほぼ類似の傾向を報告している。

これらの柱状デンドライトは、柱状晶帯から等軸晶帯への遷移領域に見られる、いわゆる分岐状デンドライトによりその成長がとめられる。この分岐状デンドライト組織も[REM]添加材は無添加材に比し不規則で、かつ緻密である。また、その発生領域も狭く、その発生位置はより鋳片表面側になつている。つづいて等軸デンドライト域が構成されるが、その領域も大幅に広がっている。このように[REM]添加鋼は凝固の初期からデンドライトアームの成長形態に変化が見られるのが大きな特徴である。

また、これらの凝固組織の差異は凝固後の二次組織にも影響をおよぼす。すなわち、デンドライト組織が明りように判別できるように腐食した試料を比較的低倍率で

観察した結果デンドライト組織を構成する二次組織自身も添加鋼は緻密になつていた。これはフェライトやパーライトの析出挙動⁹⁾に関連したものであろう。

このような[REM]添加鋼のデンドライト組織の特徴は、鋼塊では逆V偏析の発生パターン^{9)~11)}やザクの生成挙動に、連铸材では等軸晶率などマクロ凝固組織や中心偏析に間接的に影響をおよぼすのであろう。また、これらの特徴は製品の熱処理条件や、機械的性質などにも大きな影響をおよぼすものと考えられる。

4.2 アーム・スペーシング

Fig. 3 に供試鋼の一次および二次デンドライトアーム・スペーシングの測定結果を示した。一および二次アーム・スペーシングはともにチル面からの距離に比例して大きくなる。[REM]添加鋼はデンドライト組織がより緻密になつていたが、これをアーム・スペーシングで比較すると、二次アーム・スペーシングについては差が見られないが、一次アーム・スペーシングは同一場所で比較すると、[REM]添加鋼の方が小さくなっている。この明りような傾向は鋼塊、連铸片を問わず同一である。

このようなアーム・スペーシングの緻密さは残融液の流動の影響を受けがたく、そのために鋼塊では逆V偏析が軽微になること¹¹⁾も考えられる。

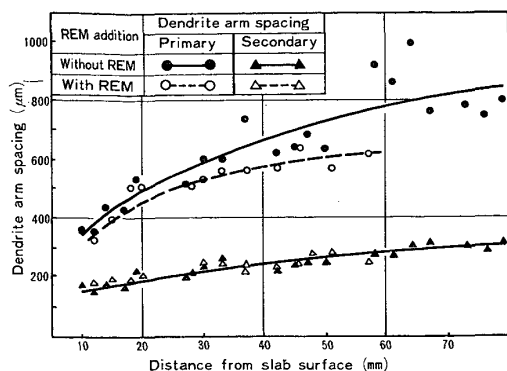


Fig. 3. Effect of REM addition on dendrite arm spacing (Case of continuously cast steel slab).

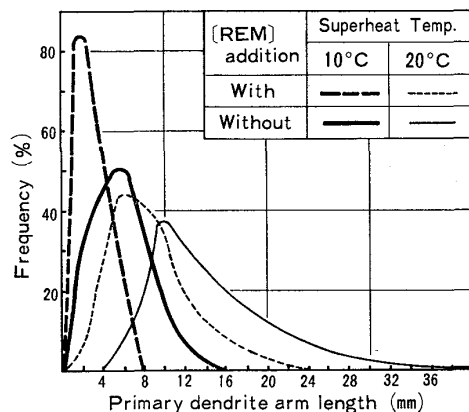


Fig. 4. Effect of REM addition on the distribution of primary dendrite arm length.

4.3 アームの成長長さ

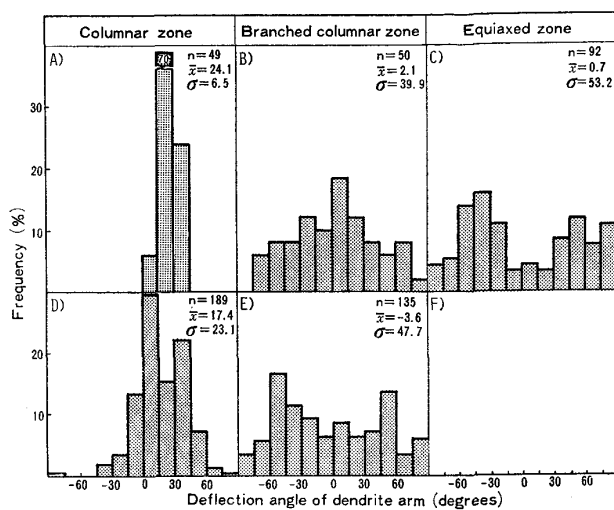
[REM] 添加のデンドライト組織への影響は一次アーム・スペーシングだけでなく、一次アームの成長長さにも影響をおよぼす。Fig. 4 は一次アームの成長長さ分布を連铸片について溶鋼の過熱度別に示したものである。

これらの結果を見るに、[REM] 添加鋼は一次アームの成長長さが無添加鋼に比して著しく短くなっており、過熱度の低いほどその添加効果の大きいことがわかる。したがって、一定面積内のアーム数は添加鋼の方が圧倒的に多く、結果的に、きわめて緻密な凝固組織を呈しているといえる。

4.4 アームの傾角

Fig. 5 に連铸片で測定した一次デンドライトアームの傾角、 θ の分布におよぼす [REM] 添加の影響を、凝固組織別に示した。 θ は铸片表面層を通る法線方向に対するデンドライトの傾き角度で、溶鋼の流動方向と同方向の角度を負で、その逆を正とした。

無添加鋼の柱状晶帯においては、溶鋼流動方向に逆らい正の方向に分布しているが、添加鋼では正、負の方向



A) B) C) : Without REM, D) E) F) : With REM

Fig. 5. Effect of REM addition on the distribution of growth direction of dendrite arm.

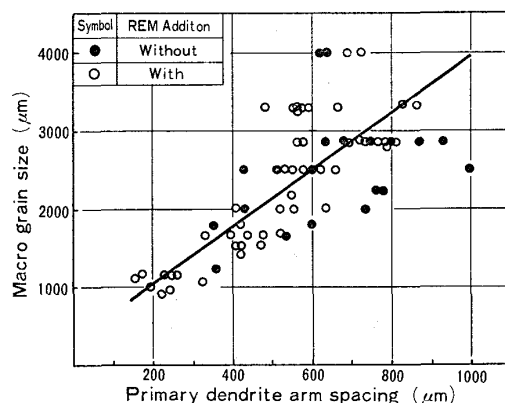


Fig. 6. Relationship between primary dendrite arm spacing and macro grain size.

にばらつき、むしろ無添加鋼の分枝柱状晶帯の分布に似ている。分枝柱状晶帯においては組織の定義上から当然のことながら負の値を示すアーム数が多くなるが、添加鋼は無添加鋼に比し、ばらつきも大きく、むしろ無添加鋼の等軸晶帯の分布に近くなる。次いで等軸晶帯であるが、ここでは正、負の方向に傾斜するものが、さらに多くなり柱状晶帯、分枝柱状晶帯とは異なつた分布になる。なお、添加鋼の等軸晶帯においては組織がきわめて緻密なために評価が困難であつた。

Miksch¹²⁾ は、過冷水中で氷のデンドライトを成長させ、傾斜角と水流の影響をしらべた研究の中で、傾斜角は過冷度によつて大きく変化すると述べている。[REM] 添加鋼は凝固の初期からデンドライトアームの θ が大きくばらつくことから、わずかな過冷でも新たな有効な核が数多く生成していることを示唆していると考えられ

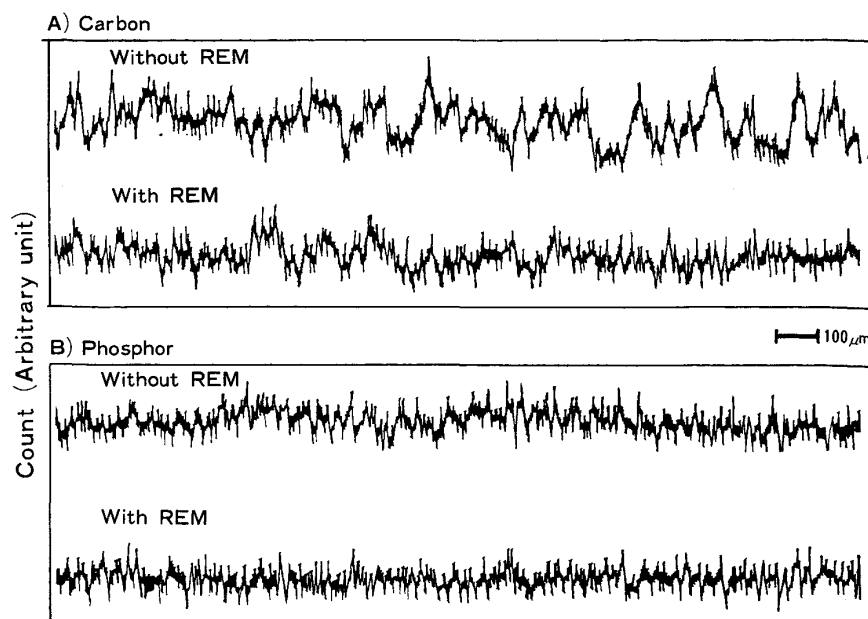


Fig. 7 (1). Effect of REM addition on microsegregation of carbon and phosphorus in columnar dendrite zone.

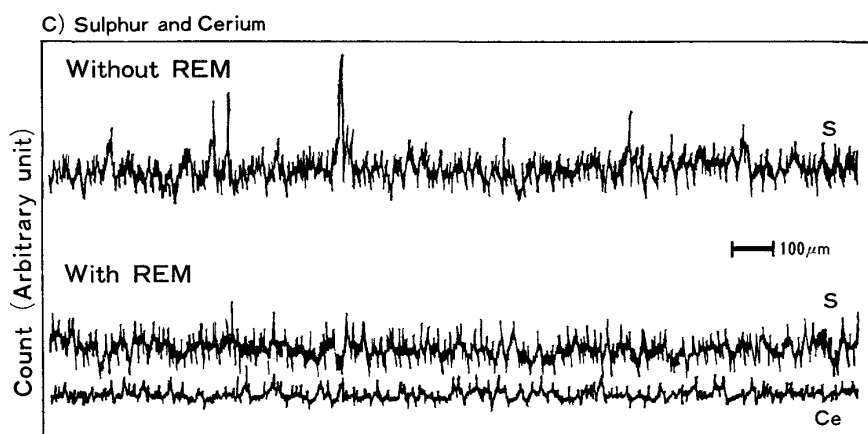


Fig. 7 (2). Effect of REM addition on microsegregation of sulphur and cerium in columnar dendrite.

る。

以上に述べた [REM] 添加鋼のデンドライト組織の特徴は当然、マクロ凝固組織にも影響をおよぼす。Fig. 6 は一次デンドライトアーム・スペーシングとマクロ結晶粒度との関係を示したものであるが、アーム・スペーシングが小さい程、マクロ結晶粒度も小さくなっている。したがって、[REM] 添加鋼はアーム・スペーシングが小さいことからマクロ組織も微細であることがわかる。

4.5 ミクロ偏析

Fig. 7 に EPMA で分析したデンドライトの軸から樹間にかけての C, P, S, Ce の線分析結果を示した。このうち最も顕著な濃度差が見られるのは C で、その最大値と最小値の差は [REM] 添加鋼の方が小さく、フラットに近い領域が多い。このように添加鋼の C は樹間と

軸内の差がほとんどない。

S の線分析のうち、比較的ピークのあらわれている位置は Mn のピークの位置と完全に対応しているが、これは樹間に析出した MnS を分析したことを意味している。これに対し、添加鋼では Mn と S のピークの位置が完全に一致しない箇所が多く、むしろ Ce のピークの位置と一致しており、これらの結果からも、[REM] 添加鋼は硫化物形態調整が完全におこなわれていることを立証するものである。

このように、C, S, の分布傾向は添加鋼の特徴をよくあらわしているが、偏析係数の大きい P も同様の傾向があつてよいはずである。P のミクロ偏析に着目すると添加鋼の方がその偏析傾向が若干、軽減されている感もするが明りようでない。これは EPMA の分析限界と考え

Table 2. Microsegregation of phosphorus, silicon, and manganese which was determined by ion microprobe mass analyzer.

Dendrite structure	$^{31}\text{P}+ / ^{56}\text{Fe}+ (\times 10^{-6})$			$^{30}\text{Si}+ / ^{56}\text{Fe}+ (\times 10^{-4})$			$^{55}\text{Mn}+ / ^{56}\text{Fe}+ (\times 10^{-2})$			REM addition
	① Dendrite arm	② Inter-dendritic zone	③ $\frac{\text{②}}{\text{①}}$	① Dendrite arm	② Inter-dendritic zone	③ $\frac{\text{②}}{\text{①}}$	① Dendrite arm	② Inter-dendritic zone	③ $\frac{\text{②}}{\text{①}}$	
Columnar zone	5.2	11.4	2.19	1.0	2.2	2.20	6.0	7.2	1.20	Without
	6.8	7.0	1.03	2.4	2.6	1.08	7.9	9.0	1.05	With
Equiaxed zone	4.8	8.4	1.75	2.6	3.0	1.15	8.6	9.8	1.14	Without
	4.4	6.3	1.43	2.9	2.9	1.00	10.5	9.9	0.94	With

られるので、より感度の良い IMA で分析した。

その結果を Table 2 に示したが、樹間域に対するアーム内の濃度比は柱状デンドライト域で、無添加鋼は 2.19 に対して、添加鋼のそれは 1.03 と低くなっている。また、等軸デンドライト域の測定結果も示したが添加鋼の方が低くなっており、P についても偏析軽減効果が認められる。また、Table 2 には Si, Mn の測定結果も併示したが、P と同様、[REM] 添加鋼の偏析軽減効果が認められる。

このように、[REM] 添加鋼はマイクロ偏析についても軽減効果が認められたが、これは前述したデンドライト凝固組織の特徴をよく裏づけている。

5. 考 察

以上述べたように [REM] 添加はデンドライトの成長形態に種々の影響をおよぼすことが判明した。これは基本的には [REM] が一次デンドライトアーム・スペーシングを小さくすることに起因していると考えられるが、この現象について若干考察する。

5.1 従来の考え方との対比

一般に、一次アーム・スペーシングは一次の枝から張り出した二次の枝が隣接する二次の枝と接するまでに成長した距離によつて決まるとされている^{13~15)}。

岡本ら¹³⁾は一次アームから張り出した二次アームによつて囲まれた融液が二次アームの肥大化によつて凝固すると仮定し、その距離は溶質の移動距離によつて決まるとして次式を与えた。

$$d = 2\varepsilon [mD_L \cdot c \cdot (k-1) / V]^{1/2} \dots \dots \dots (1)$$

ここで d は一次アーム・スペーシング、 m は液相線勾配、 D_L は融液内での合金元素の拡散係数、 c は合金元素含有量、 k は平衡分配係数、 V は次却速度、 ε は二次アームが厚化するときの成長形態に関係する定数である。式(1)でアーム・スペーシングと密接な関係にある

Table 3. Value of $mc(k-1)$ used for calculation.

Element	m (°C/%)	k	c	$mc(k-1)$ (°C)
C	73 ¹⁷⁾	0.20 ¹⁸⁾	0.15	8.76
Si	12 ¹⁷⁾	0.83 ¹⁸⁾	0.43	0.44
Mn	3 ¹⁷⁾	0.90 ¹⁸⁾	1.40	0.28
P	28 ¹⁷⁾	0.13 ¹⁹⁾	0.014	0.34
S	30 ¹⁷⁾	0.05 ¹⁹⁾	0.015	0.43

パラメータは $mc(k-1)$ であり、これがアーム・スペーシングにおよぼす合金元素の種類と含有量の影響を表している。さらに岡本ら¹⁶⁾は Fe-Ni, Fe-Si, Fe-P 合金および Fe-C 合金の一方向凝固によつて得られた鋳塊の柱状デンドライトの一次アーム・スペーシングの測定値から鋼に関して次の修正式を提出している。

$$d \propto [mc(k-1)]^{1/6} / \sqrt{V} \dots \dots \dots (2)$$

いま、これらの関係が今回の実験結果にもあてはまるかどうかを連鋳鋳片を対象に確認してみる。計算に用いた $mc(k-1)$ を Table 3 に、また V に関しては Table 4 に示した計算値を用いた。比例定数を適宜定めて、式(2)から一次アーム・スペーシングを計算すると Fig. 8 のようになり、実測結果をよく説明しうることがわかる。しかしながら [REM] 添加効果を [S] の固定効果として計算したところ、[REM] 添加による一次アーム・スペーシングの縮小傾向は把握できるものの、添加鋼と無添加鋼のアーム・スペーシングの差はいずれの場所においてもたかだか 10 μm 以下であり Fig. 3 の実験結果を十分に説明しきれない。

さらに別の観点から簡単な幾何学モデルを用いて、この二次アーム厚化説を検討してみる。今二次アームの形態を Fig. 9 のような周期関数と仮定する。二次アームの長さは一次アーム・スペーシング d_1 の 1/2 に等しいとし、また二次アームの底面の長さは二次アーム・スペーシング d_2 に等しいとすると、この形状は次式で示される。

Table 4. Thermal conditions at various portions during solidification of a continuously cast slab.

Distance from slab surface D (mm)	Heat transfer coefficient h (cal/cm ² ·s·°C)	Heat flux q (cal/cm ² ·s)	Solidification rate $f \times 10^{-3}$ (cm/s)	Temperature gradient G_L (°C/cm)	Cooling rate V (°C/s)
10	0.030	25.0	35	126	4.41
20	0.016	17.0	23	91	2.09
30	0.020	15.0	19	89	1.69
40	0.018	13.0	16	80	1.28
50	0.016	12.0	14	79	1.11
60	0.014	10.5	11.8	73	0.86

* On the assumption of the following equation, $G_L = (q - L \cdot f \cdot \rho) K_L$
Where, L : Latent heat of solidification, ρ : Density, K_L : Thermal conductivity of liquid.

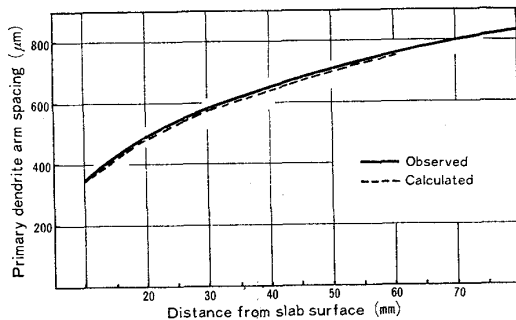


Fig. 8. Comparison between observed and calculated values of primary dendrite arm spacing.

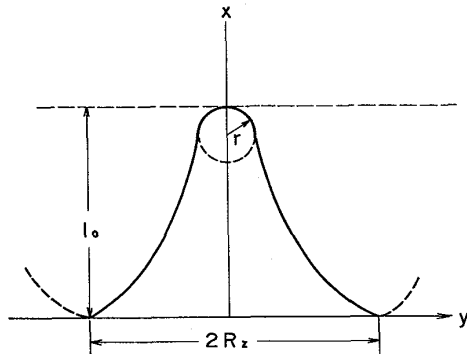


Fig. 9. Schema of unit cell.

$$x = (d_1/2) \cos(\pi y/d_2) \quad \dots\dots\dots (3)$$

アーム先端の曲率半径を r とすると,

$$r = \frac{1 + (\partial x / \partial y)_{y=0}^2}{(\partial^2 x / \partial y^2)_{y=0}} = \frac{2d_2^2}{\pi^2 d_1} \quad \dots\dots\dots (4)$$

他方, 曲率半径 r は GIBBS-THOMSON の界面平衡式により示される.

$$r = 2T_E \cdot \sigma / \rho \cdot H_S \cdot \Delta T \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここで T_E は平衡凝固温度, σ は固-液界面エネルギー, ρ は溶鉄の比重, H_S は凝固潜熱, ΔT は界面過冷却である. この(4)(5)式より次式の関係が導かれる.

$$d_2^2/d_1 = \pi^2 \sigma \cdot T_E / \rho \cdot H_S \cdot \Delta T \quad \dots\dots\dots (6)$$

Fig. 10 に Nuclei former 元素の添加されていない系について, 従来の実測値を用いて同一測定位置につい

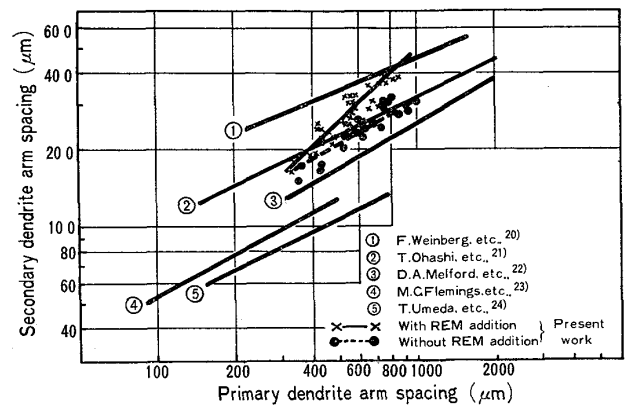


Fig. 10. Relation between primary and secondary dendrite arm spacings of various steels.

ての両アーム・スペーシングの関係を対応させてみたが, その勾配はほぼ 1/2 に近く, (6) 式から推定される結果と一致している. これに対し, [REM] 添加鋼では Fig. 10 に併示したように両スペーシング関係の直線の勾配は 1 に近くなり, (6) 式の結果と大きく異なり, 一次と二次のアームは比較的無関係に形成される傾向が認められる.

5.2 核生成説による検討

著者らはデンドライト組織形成は液相内の過冷却勾配が重要な因子と考え, デンドライトアーム・スペーシングも基本的には次式で推定できることを述べた²¹⁾.

$$S = \frac{1}{\alpha \cdot G_L} \int_0^f \Delta T \cdot dx \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここで, S は単位面積当りの固-液界面面積, G_L は界面の液相側の温度勾配, α は熱拡散率, f は凝固速度である. 過冷却が増大すると, 単位時間に移動する熱および物質量が多くなり, したがって界面面積が増大することになる. このことはデンドライトアーム・スペーシングを小さくすることを意味するが, その機構として新たなる一次アームの生成を考慮すべきと考える.

高橋²⁵⁾はデンドライトの主軸間距離は凝固開始前に決定される要因が大きく, 柱状デンドライトとして成長

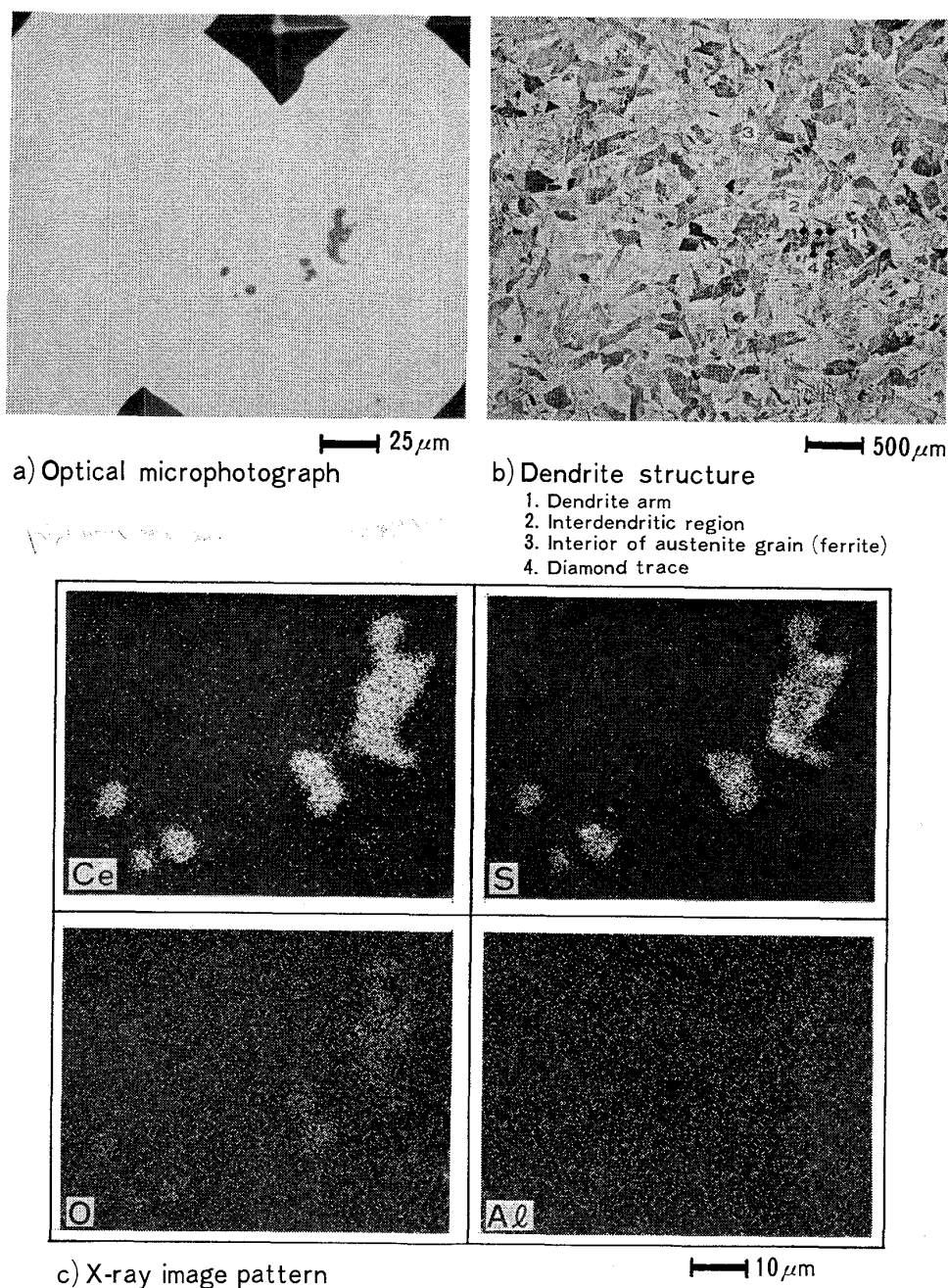


Photo. 3. Two phase inclusions constituted of rare earth sulphide-Oxysulphide precipitated in dendrite arm.

出来る主軸間隔は核の成長の駆動力としての過冷度に依存すると述べている。

著者ら⁵⁾は電解鉄をタンマン炉で溶解し、これに[REM]添加を行つた場合と、無添加の場合の熱分析を行つたが、この時に観察された現象について若干述べる。Fig. 11は過冷度と停滞時間(凝固進行時間)の関係を示したものであるが、[REM]添加鋼は得られた過冷度が小さいにもかかわらず、凝固に要する時間は無添加鋼に比べ短いことがわかる。このことは、同一過冷度において、[REM]添加鋼の場合、無添加鋼に比して多

くの結晶核が生成していることを物語るものである。

以上、述べた事項と、今回の実験結果、すなわち1)一次アーム・スペーシングが小さく、かつアームの成長長さが短い。2)デンドライトの傾角が正、負に大きくばらつく、3)アーム内に微小な[REM]系介在物が認められる(Photo. 3)ことなどの結果から、[REM]添加鋼ではデンドライト凝固時の固-液界面近くの比較的小さな過冷領域において、新たな一次アームの不均質核生成による発生が起こっているものと推定される。

今後デンドライト凝固時の固-液界面前方の過冷領域

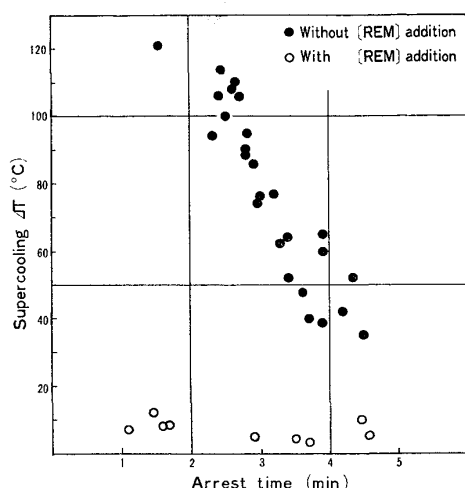


Fig. 11. Effects of supercooling on the arrest time for solidification of steels with REM and without REM.

における不均質核生成現象のより詳細な実験解析が必要となろう。

6. 結 言

実用大型鋼塊および連铸铸片に [REM] を添加し、デンドライト凝固組織におよぼす影響を調査し以下の結果を得た。

1) [REM] 添加鋼は無添加鋼に比し、a) 一次アーム・スペーシングが小さい、b) アームの成長長さが短く、その発生数が多い、c) アームの発達方向が不規則である、d) アーム内に微細な [REM] 系介在物が認められる、e) C, S, P, Si, Mn のミクロ偏析が小さい。したがって、[REM] 添加鋼の凝固組織は極めて緻密である。

以上の結果から

2) [REM] 添加鋼ではデンドライト凝固時に固液界面近くの比較的小さな過冷領域において、新たな一次アームの不均質核生成による発生が起こっているものと推定される。

文 献

- 1) 例えば、桜谷敏和、江見俊彦、垣生泰弘、江島彬夫、三本木貢治：鉄と鋼，62 (1976) 13, p. 1653
- 2) S. L. CHISTYAKOV, E. D. MOKHIR, and S. K. FILATOV: *Stal in Eng.*, (1966) 11, p. 925
- 3) A. P. MOLCHANOV and B. A. KUDORIN: 鋼の連

- 続铸造，第Ⅲ部 (1975)，p. 13 [日・ソ通信社]
- 4) 塗 嘉夫，広本 健，北村 修，八尾雅弘，関谷正道，土師利昭：鉄と鋼，61 (1975) 12, S 507
- 5) 大橋徹郎，広本 健，藤井博務，塗 嘉夫，浅野鋼一：鉄と鋼，62 (1976) 6, p. 614
- 6) B. L. BRAMFITT: *Met. Trans.*, 1 (1970), p. 1987
- 7) 江島彬夫，鈴木健一郎，原田信男，三本木貢治：鉄と鋼，61 (1975) 13, p. 2784
- 8) 船越督己，田中智夫，上田修三，石川正明，腰塚典明，小林邦彦：鉄と鋼，63 (1972) 2, p. 303
- 9) 塗 嘉夫，北村 修，広本 健：同上，62 (1976) 11, S 462
- 10) 鈴木是明，宮本剛汎：鉄と鋼，63 (1977) 1, p. 45
- 11) 岩田至弘，戸田晴彦，新実高保，三浦正淑，永田弘之：鉄と鋼，62 (1976) 2, p. A37, 62 (1976) 10, p. 1419
- 12) E. S. MIKSCHE: *Trans. Met. Soc. AIME*, 245 (1969), p. 2069
- 13) T. OKAMOTO and K. KISHITAKE: *J. Crystal Growth*, 29 (1975), p. 137
- 14) P. E. BROWN and C. M. ADAMS: *Trans. ASM*, 69 (1961), p. 879
- 15) P. K. ROHTOGI and C. M. ADAMS: *Trans. Met. Soc. AIME*, 239 (1967), p. 1729, p. 1737
- 16) 岸武勝彦，岡本 平：鉄と鋼，63 (1977) 3, p. 425
- 17) J. CHIPMAN: *Physical Chemistry of Steelmaking Committee, Iron and Steel Division, AIME, Basic Open Hearth Steelmaking, The American Institute of Mining and Metallurgical Engineering*, (1951), p. 632
- 18) C. E. SIM: *Electric Furnace Steelmaking*, 2 (1962), p. 99 [John Wiley & Sons]
- 19) A. HAYS and J. CHIPMAN: *Trans. Met. Soc. AIME*, 135 (1938), p. 85
- 20) F. WEINBERG and R. K. BUHR: *The Solidification of Metals*, ISI, p110, (1967), p. 295
- 21) T. OHASHI and K. ASANO: *The Second Japan-Germany Seminar*, April 2, 3 (1976), p. 141, Tokyo, [ISI]
- 22) D. A. MELFORD and D. A. GRANGER: 同上，(1967), p. 289
- 23) M. C. FLEMINGS and H. D. BRODY: *MIT Interim Report Contract No. DA-19-020-AMC-5443*, (1967)
- 24) 梶山正孝，梅田高照，松山隼也：鉄と鋼，60 (1974) 8, p. 1094
- 25) 高橋忠義，工藤昌行，芳野文人：学振第19委9402 (1972.5)