



流動の影響を考慮した凝固組織推定モデル

原田 寛*・宮沢 憲一*²・松宮 徹*³・諸星 隆*⁴・江阪 久雄*⁵

Numerical Prediction of Solidification Structure Taking Account of Molten Steel Flow

Hiroshi HARADA, Ken-ichi MIYAZAWA, Tooru MATSUMIYA, Takashi MOROHOSHI and Hisao ESAKA

Synopsis : The casting experiment by using vertical type continuous casting machine was performed in order to clarify the effect of electromagnetic stirrer (EMS) on the solidification structure. It has been confirmed that the ratio of equiaxed zone increases and the size of equiaxed crystal and segregated area in the center of billet becomes finer with the application of EMS. The numerical model of columnar to equiaxed transition (CET) was constructed with consideration of molten steel flow to examine the mechanism of the changes in the solidification structure. It has been estimated by the model that the enlargement of undercooled region and the increase of grain density of equiaxed crystal lead to the refinement in solidification structure with the application of EMS. Moreover, the effect of superheat and casting speed on the ratio of equiaxed zone has been analyzed by using the present model and the obtained results show good agreement with experimental ones.

Key words: solidification structure; columnar to equiaxed transition; electromagnetic stirrer; fluid flow; continuous casting; numerical analysis; casting experiment.

1. 緒言

ブルーム、ピレット casting においては、中心偏析やセンターポロシティの防止を目的として、鑄型内および凝固末期での電磁攪拌の適用による凝固組織の等軸晶化¹⁾、凝固末期軽圧下の適用による凝固収縮流動の防止²⁾等が図られてきた。しかしながら、偏析粒径に大きく影響する等軸晶率や等軸晶の粒径が鋼種、鑄片サイズ、鑄造速度、溶鋼過熱度、流動条件、等によってどのように変化するか定量的に推定できる方法はまだ確立されていないのが現状である。

電磁攪拌を適用することで、(1) 凝固シェル前面に付与された流動によるデンドライトの溶断³⁾、(2) スtrand プール中での混合が促進され過熱度がいち早く解消することによるデンドライト前面での温度勾配の減少、(3) 過熱度が消滅することによる遊離した結晶の再溶解の防止⁴⁾、これらの効果により、柱状晶から等軸晶への遷移が容易になると推定される。上記仮説の妥当性は、柱状晶から等軸晶への遷移に関する Hunt のモデル⁵⁾から指示されるものの、依然定性的な説明の域をでない。一方、近年、モンテカルロ法⁶⁾やセルラーオートマトン法⁷⁾等、確率論的な手法を用いた凝固組織を推定するモデル⁸⁾が構築されている。鋼の連続鑄造プロセスのように凝固時間が長かつ流動の影響が支配的な系への適用を想定すると、温度場、速

度場の連成解析の中で一つ一つの結晶粒について溶鋼プール中での核生成、成長ならびに輸送を考慮した解析をストランドプール全体で行う必要があり、より単純化した解析モデルが必要と思われる。Choら⁹⁾はセルラーオートマトン法を用いた解析を行い、実際に核生成した一つの結晶は、ほぼ一つの等軸晶に成長すると考えてよいことを明らかにしている。この考え方に立脚すれば、鑄片品質上重要となる等軸晶率や等軸晶の粒径と溶鋼プール中に存在する「浮遊晶」(ここでは、溶断されたデンドライト二次枝のようなもので、後に等軸晶として成長するものを「浮遊晶」と記述する)の個数密度との関係が、電磁攪拌を含め鑄造条件によってどのように変化するかを定量的に推定できればよいことになる。

そこで、本研究では垂直型試験連鑄機を用いた小断面鑄片の試験鑄造を行い、電磁攪拌の影響を含め鑄造条件の凝固組織に及ぼす影響について調査、解析した。さらに、決定論的手法に基づく流動下での柱状晶/等軸晶遷移を予測するモデルを構築し、電磁攪拌ならびに鑄造条件が等軸晶率ならびに等軸晶粒径に及ぼす影響について検討した。

2. 鑄造実験

2.1 実験装置と方法

機長 8 m の垂直型試験連鑄機を用いて 120 mm 角ピレッ

平成 14 年 8 月 2 日受付 平成 14 年 10 月 7 日受理 (Received on Aug. 2, 2002; Accepted on Oct. 7, 2002)

* 新日本製鐵(株) 環境・プロセス研究開発センター (Environment & Process Technology Center, Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futsu 293-8511)

* 2 (財) 金属系材料研究開発センター (The Japan Research and Development Center for Metals)

* 3 新日本製鐵(株) 技術開発本部 (Technical Development Bureau, Nippon Steel Corp.)

* 4 新日本製鐵(株) 八幡技術研究部 (Yawata R&D Lab., Nippon Steel Corp.)

* 5 防衛大学校機能材料工学科 (Department of Materials Science and Engineering, National Defense Academy)

Table 1. Experimental conditions.

Billet size	120mm square							
EMS	coil center :180mm below the meniscus stirring velocity : max. 0.6m/s							
Casting speed	1.5,2.1m/min.							
Superheat in tundish	30,40,50K							
	C	S i	Mn	P	S	A l	T _L	T _s
mass%	0.73	0.16	0.49	0.019	0.012	<0.002	1749	1651

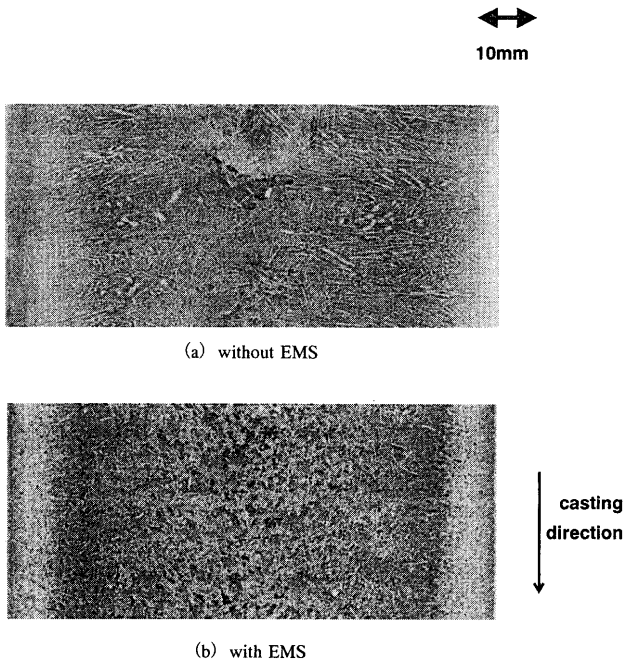


Fig. 1. Changes in solidification structure (a) without EMS and (b) with EMS, where the superheat in tundish is 40K and casting speed is 1.5 m/min.

トの試験鑄造を行い、鑄造条件が凝固組織に及ぼす影響について調査した。実験条件を Table 1 に示す。なお、Table 1 には鑄造した溶鋼の代表的な成分組成と平居の式¹⁰⁾を用いて推定した液相線温度、固相線温度を併せて示した。鑄型内の湯面から 180 mm 下方の位置に電磁攪拌コイルが搭載されており、コイル中心で最大 0.6 m/s の攪拌流速を付与することができる。鑄造速度を 1.5, 2.1 m/min と変化させた条件で鑄造を行い、鑄造速度が凝固組織に及ぼす影響を調査した。また、溶鋼過熱度が凝固組織に及ぼす影響を調査するため、タンディッシュでの過熱度を 30~50K まで変化させた条件で鑄造を行った。また、鑄片長が 4~4.5 m の位置からサンプルを切り出し、1/2 厚みでの鑄造方向に平行な断面における凝固組織ならびに中心線上に観察される等軸晶粒ならびに偏析粒の円相当径を調査した。なお、凝固組織の現出は界面活性剤を添加したピクリン酸飽和水溶液を用いて行い、偏析の評価はエッチプリント法¹¹⁾を用いて行った。

2.2 実験結果

電磁攪拌の印加有無で凝固組織を比較した結果を Fig. 1 に示す。電磁攪拌を印加しない場合、表面から厚み中央近

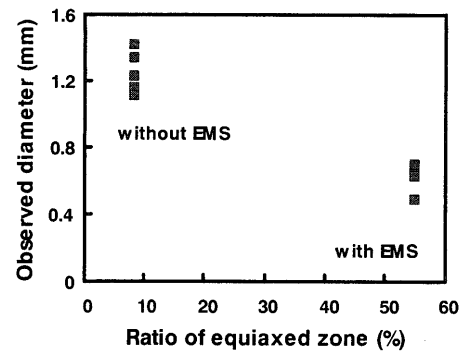


Fig. 2. Effect of EMS on the ratio of equiaxed zone and diameter of equiaxed crystal, where the superheat in tundish is 40K and casting speed is 1.5 m/min.

傍まで柱状晶の成長が観察されるのに対し、電磁攪拌を印加した場合、等軸晶率が増加している。等軸晶率と鑄片厚み中央部に観察される等軸晶の粒径との関係を調査した結果を Fig. 2 に示す。ここでは、鑄片全厚に対する柱状晶以外の領域の厚み比率を等軸晶率とし、また、厚み中央部に観察される幾つかの等軸晶粒の面積から円相当径を求め等軸晶の粒径とした。電磁攪拌の印加により等軸晶率が増加するとともに等軸晶の粒径が小さくなっている。

鑄造条件の凝固組織に及ぼす影響として、溶鋼過熱度、鑄造速度が等軸晶率、等軸晶径に及ぼす影響について調査した結果を Fig. 3 に示す。溶鋼過熱度が大きくなるほど、また鑄造速度が速くなるほど、等軸晶率は減少し、逆に等軸晶の粒径は大きくなっている。

次に等軸晶粒径と偏析粒径との関係を調査した結果を Fig. 4 に示す。なお、採取したエッチプリントの鑄片厚み中心部に観察される最大偏析粒について、その面積から円相当径を求め偏析粒径とした。等軸晶粒径が小さくなるほど偏析粒径は小さくなる。また、等軸晶の粒径が大きくなるほど偏析粒径のパラッキも大となる。

3. 数値解析

3.1 解析モデル

電磁攪拌を適用した場合の凝固現象について考える。先ず、熱輸送の面では、水平断面内で旋回流が付与されるため、バルクプール中での温度分布が均一化される。併せて、凝固シェル前面に付与された流動により温度境界層の厚みが薄くなり、バルクプールから凝固シェルへの熱流束が増加することが挙げられる。これらはバルクプールにおける溶鋼温度の低下につながる。浮遊晶の個数密度の面では、デンドライト樹間に相対的に高温で低濃度の溶鋼が侵入することで成長しつつあるデンドライトの一部が溶断され、バルクプール中に輸送される。また、バルクプールでの温度によってその一部は再溶解し、プール下部での浮遊晶の個数密度が決まることになる。そこで、これらの現象を考

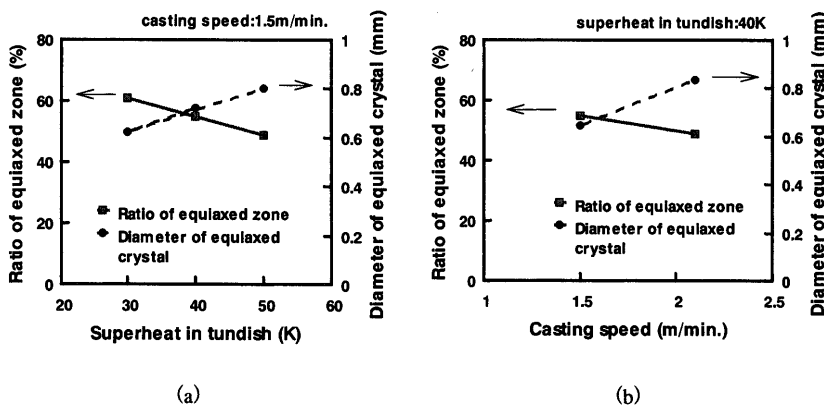


Fig. 3. Effects of (a) superheat in tundish and (b) casting speed on the ratio of equiaxed zone and diameter of equiaxed crystal.

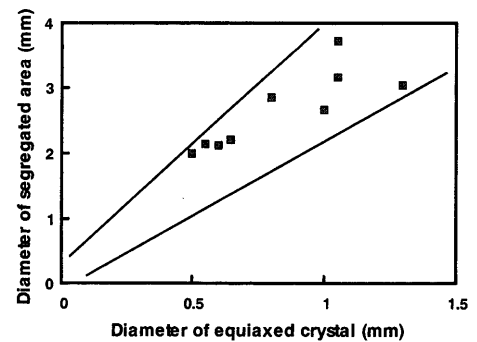


Fig. 4. Effect of diameter of equiaxed crystal on the diameter of segregated area.

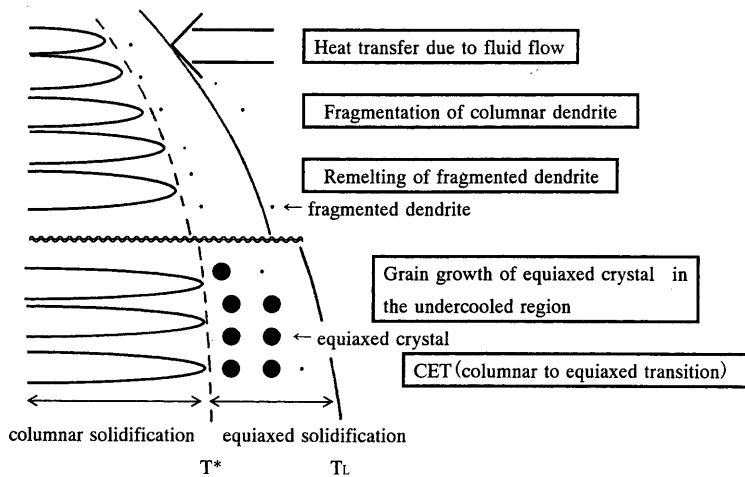


Fig. 5. Schematic model of columnar to equiaxed transition under the molten steel flow.

慮して Fig. 5 に示すように凝固組織形成過程を単純化したモデルを考えた。鑄型および二次冷却による抜熱並びに流れによる熱伝達を考慮して凝固シェル成長の解析を行う。その中で、凝固速度、温度勾配から dendrite 成長理論を用いて柱状晶先端温度を推定するとともに、柱状晶先端から液相線温度までの過冷領域において等軸晶の成長を解析する。さらに、等軸晶の体積比率に、ある臨界値を設け、その条件を満足した場合に柱状晶から等軸晶への遷移がおこると考える。Fig. 6 にフローチャートを示す。本モデルは、(1) 電磁流体解析、(2) 温度場解析、(3) 柱状晶凝固解析、(4) 等軸晶凝固解析、(5) 凝固組織診断の五つのモデルから構成される。以下、各モデルについて詳述する。

3.1.1 電磁流体解析

基礎式を(1)~(4)式に示す。ここでは、Seyedin and Hasen¹²⁾と同様な手法を用いて、流体と伝熱凝固の連成解析を行う。(2)式の Navier-Stokes 方程式中に電磁攪拌コイルによって溶鋼プール中に誘起される Lorentz 力と液相率が変化することによる流動抵抗の項が付加されている。また、乱流モデルには LES を用いた。本解析から求めた凝固

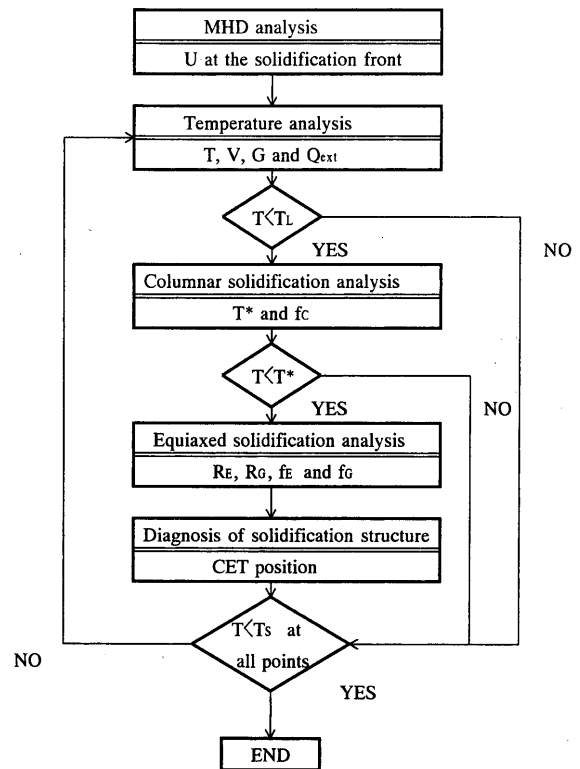


Fig. 6. Flow chart of numerical analysis.

シェル前面の流速分布を温度場解析にて用いる。記号の説明は論文の最後一括して掲載した。

$$\nabla \cdot U = 0 \dots\dots\dots(1)$$

$$\frac{\partial U}{\partial t} + U \cdot \nabla U = -\frac{\nabla P}{\rho} + \frac{F}{\rho} + \nabla \cdot \nu \nabla U - \frac{\nu}{K}(U_s - U) \dots\dots\dots(2)$$

$$\frac{1}{K} = \frac{af_s^2}{(1-f_s)^3} \dots\dots\dots(3)$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} + U \cdot \nabla T = \frac{1}{\rho c_p} \nabla \cdot \lambda \nabla T + \frac{L}{\rho c_p} \frac{\partial f_s}{\partial t} \dots\dots\dots(4)$$

3・1・2 温度場解析

(5), (6)式に示すエンタルピー法を用いて定常状態の温度分布を解析する。その際、鑄造方向の伝熱の影響は無視し、水平断面の計算領域が鑄造速度で下方に引き抜かれていくと考えた。固相率については、(7)式に示すように柱状晶、等軸晶の体積比率の和で表現されるとし、柱状晶凝固解析および等軸晶凝固解析においてそれぞれ求められる。

$$\rho U_s \frac{\partial H}{\partial z} = \nabla \cdot \lambda \nabla T \dots\dots\dots (5)$$

$$H = c_p T + (1 - f_s)L \dots\dots\dots (6)$$

$$f_s = f_c + f_e \dots\dots\dots (7)$$

電磁攪拌の印加によって溶鋼プール中に誘起された流動による固液界面での熱流束は以下のように取り扱った。液体金属の平行平板における熱伝達係数は(8)式で表現される¹³⁾。電磁流体解析を行い求めた凝固シェル前面の流速分布から、(8), (9)式を用いて局所熱伝達係数を求める。また、バルクプール温度と液相線温度との差を温度差とし、固液界面での熱流束を求めた。なお、エネルギーバランスをとるため、固液界面での熱流束に応じ溶鋼プールの温度を低下させた。

$$Nu = 6.58 + 0.019(Re \cdot Pr)^{0.8} \dots\dots\dots (8)$$

$$Nu = \frac{h_F X}{\lambda}, \quad Re = \frac{UX}{\nu}, \quad Pr = \frac{\rho c_p \nu}{\lambda} \dots\dots\dots (9)$$

$$q_F = h_F(T - T_L) \dots\dots\dots (10)$$

加えて、凝固前面の温度勾配、凝固速度ならびに各メッシュにおける温度の時間変化を求め、柱状晶凝固解析、等軸晶凝固解析に使用する。

3・1・3 柱状晶凝固解析

温度場解析から求めた凝固速度、デンドライト前面の温度勾配を満足する Peclet 数を Kurz らのモデル¹⁴⁾を用いて求め、(11)式を用いてデンドライト先端の過冷度を推定する。なお、Ivantsov 関数¹⁵⁾は Kurz and Fisher の近似式¹⁶⁾を用いて求めた。また、過冷度の推定にあたっては、曲率効果による過冷は無視し、溶質効果のみを考慮した。

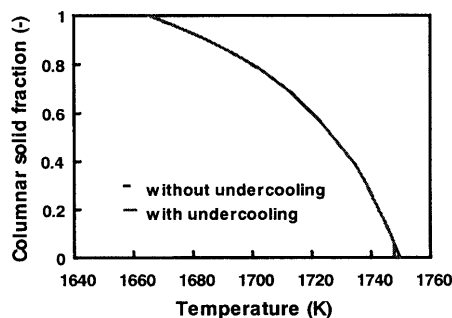
$$\Delta T = m C_0 \left[1 - \frac{1}{1 - (1 - k)Iv(Pc)} \right] \dots\dots\dots (11)$$

$$Pc = \frac{VR_p}{2D} \dots\dots\dots (12)$$

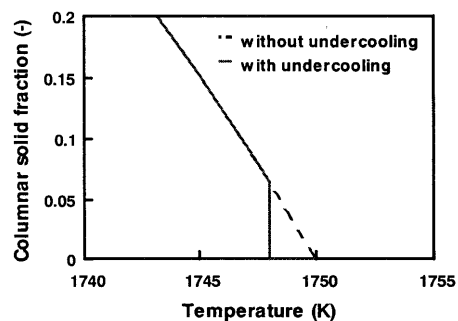
柱状晶の体積比率は M'Hamdi ら¹⁷⁾と同様の手法を用いて推定した。具体的には、過冷領域での柱状晶の体積比率は 0 とし、デンドライト先端温度で溶質濃度から決まる固相率に等しくなるまで進行する。固液共存域においては、界面での局所平衡の仮定から、温度は液相の溶質濃度と関係づけられ、柱状晶の体積比率を求めることができる。なお、解析では Fe-C の二元合金を仮定し、固相率と液相の溶質濃度との関係はてこの法則に従うとした。一例として、0.7 mass% C 鋼で過冷度が 2K の場合の固相率と温度との関係を Fig. 7 に示した。この場合、1748K で柱状晶凝固が始まり、1748~1750K の間の過冷領域では柱状晶は存在せず等軸晶凝固のみが進行する。

3・1・4 等軸晶凝固解析

柱状晶先端温度と液相線温度との間の過冷領域で等軸晶の成長を解析する。本解析では液相線温度に達したら核生成すると仮定した。また、等軸晶は球形とし、移動は無視し、かつ一つのメッシュ中に存在する等軸晶はすべて同じ速度で成長すると考えると、浮遊晶の個数密度 n と一つの等軸晶が成長可能な大きさ R_{tot} は(13)式で表すことができる。



(a)



(b)

Fig. 7. Relationship between columnar solid mass fraction and temperature with and without consideration of the dendrite tip undercooling (a) in the mushy zone and (b) in low solid mass fraction region for 0.7%C steel, where liquidus temperature is 1750K, solidus temperature is 1666K and dendrite tip temperature is 1748K.

$$n \cdot \frac{4\pi R_{tot}^3}{3} = 1 \dots\dots\dots(13)$$

Rappaz and Thevozの溶質拡散モデル¹⁸⁾を用いて、Fig. 8に示すように、一つの等軸晶が成長可能な領域を、固相、固液共存域、液相の三つの領域にわけ、固相、等軸晶先端半径の成長を解析する。最終的に過冷領域中での等軸晶の成長による潜熱放出を加味し温度変化を求める。

3.1.5 柱状晶から等軸晶への遷移条件

ここではHuntが、柱状晶がその前面に存在する等軸晶を乗り越えて成長しうるか否かによって定めた柱状晶から等軸晶への遷移条件⁵⁾に従い、等軸晶の先端半径から求まる体積比率が0.5を越えると柱状晶から等軸晶への遷移が起こるとした。なお、この遷移条件の妥当性については、Brown and Spittle⁶⁾がモンテカルロ法を用いたシミュレーションを行い確認している。

$$f_G > 0.5 \dots\dots\dots(14)$$

3.2 解析結果

電磁攪拌の dendrite 先端温度に及ぼす影響について解析した結果を Fig. 9 に示す。電磁攪拌を印加しない場合、メニスカス近傍では凝固速度が速いため、過冷度（液相線温度と dendrite 先端温度の差）は大きく、プール下方では凝固速度が遅くなるため、過冷度は小さくなっていく。

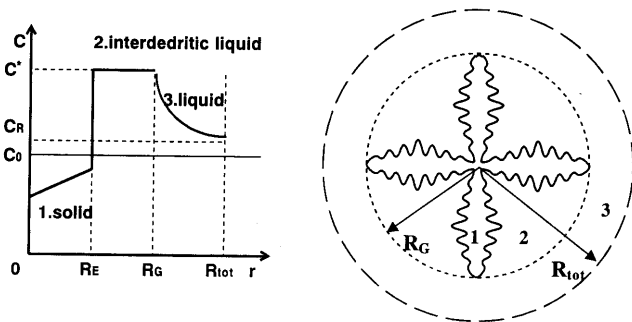


Fig. 8. Schematic model of equiaxed solidification analysis.

一方、電磁攪拌を印加した場合、湯面近傍では攪拌流の影響で凝固が停滞するため過冷度は小さくなり、その後の加速凝固により過冷度は大きくなること、攪拌流の影響が小さくなると電磁攪拌を印加しない場合の過冷度と一致することがわかる。

電磁攪拌の dendrite 先端位置ならびに液相線温度位置に及ぼす影響について解析した結果を Fig. 10 に示す。いずれの場合においても過冷領域はメニスカスからの距離が増大するにつれ拡大するが、電磁攪拌を印加した場合、溶鋼過熱度がいち早く消滅するため、電磁攪拌を印加しない場合と比較し過冷領域が広がっていることがわかる。

攪拌の付与による過冷領域の拡大、浮遊晶の個数密度の増加、それぞれが等軸晶率の増加に寄与する割合を明らかにするため、攪拌流速、浮遊晶の個数密度を変化させ等軸晶率との関係を調べた結果を Fig. 11 に示す。なお、図中に Fig. 2 に示した実験結果を併せてプロットした。電磁攪拌を印加しない場合の等軸晶率を再現できた個数密度 1.1 個/mm³を用いて攪拌流速を増加しただけでは電磁攪拌を印加した条件での等軸晶率は再現することができず、個数密度を 5.1 個/mm³とすることで電磁攪拌を印加した場

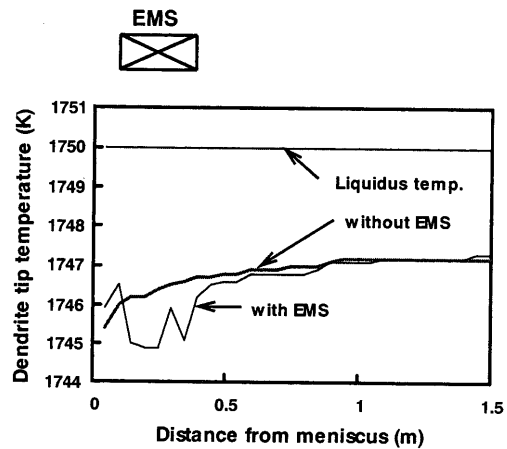


Fig. 9. Effect of EMS on the dendrite tip temperature, where the casting speed is 1.5 m/min. and superheat in tundish is 40K.

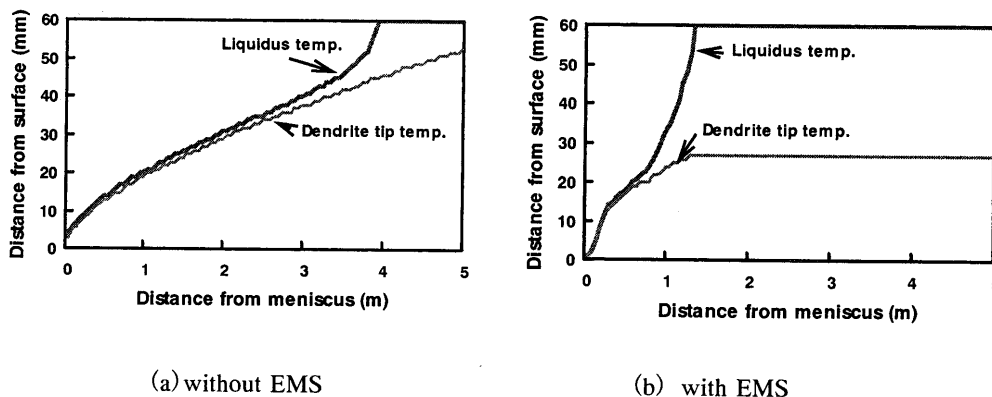


Fig. 10. Effect of EMS on the profile of liquidus temperature and dendrite tip temperature, where the casting speed is 1.5 m/min and superheat in tundish is 40K.

合の鑄片での等軸晶率を再現できることがわかる。これより、電磁攪拌による等軸晶率の増加は流れによる熱伝達の影響で過熱度が解消される効果とデンドライト溶断によって浮遊晶の個数密度が増加する効果の重ね合わせによると考えられる。

Fig.11で電磁攪拌印加有無のそれぞれの場合の等軸晶率を再現するように設定した個数密度から(13)式を用いて等軸晶粒径を推定することができる。そのようにして求めた等軸晶粒径と鑄片の厚み中央部で観察された等軸晶の円相当径とを比較した結果をFig.12に示す。電磁攪拌を適用することで等軸晶径が微細になること、加えて実験結果と解析結果はよく一致していることが確認される。また、この結果は一つの浮遊晶から一つの等軸晶が形成されるとする仮定が妥当であることを意味している。

溶鋼過熱度、鑄造速度が凝固組織に及ぼす影響について解析した結果をFig.13に示す。解析では各溶鋼過熱度、鑄造速度において実験で得られた等軸晶率に合致するように、浮遊晶の個数密度を変化させて計算を行い、各条件における個数密度を推定した。溶鋼過熱度が大きくなるほど、

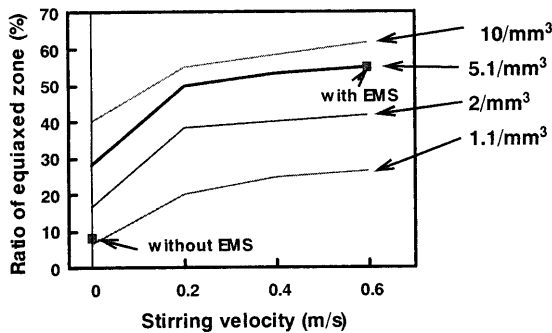


Fig. 11. Effect of stirring velocity and grain density on the ratio of equiaxed zone, where the casting speed is 1.5 m/min and superheat in tundish is 40K. In this figure, solid squares are experimental data and lines are calculated results.

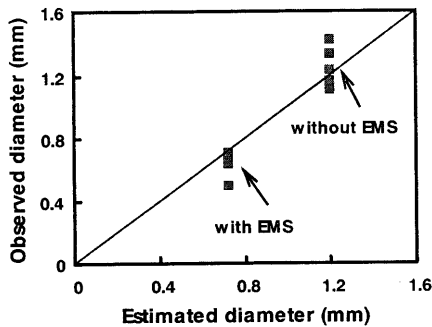


Fig. 12. Comparison of estimated diameter of equiaxed crystal with observed one, where the casting speed is 1.5 m/min and superheat in tundish is 40K.

また鑄造速度が速くなるほど、個数密度を小さく設定することで実験で得られた等軸晶率を再現できることがわかる。個数密度の減少は等軸晶粒径の増大を意味しており、先に示したFig. 3の結果と対応する。このように、鑄片での等軸晶率と等軸晶の粒径は、鑄造条件によって規定される浮遊晶の個数密度を介して定まる。

4. 考察

鑄造条件が浮遊晶の個数密度に及ぼす影響について若干の考察を試みる。電磁流体解析で求めたストランドプール中における温度分布に関する解析結果を用いて、溶鋼温度が液相線温度以上の領域の体積総和を各鑄造条件で求め比較した。結果をFig.14に示す。電磁攪拌の適用により過熱度が残存した領域の体積は減少すること、タンディッシュでの溶鋼過熱度の増大ならびに鑄造速度の高速化により、過熱度が残存した領域の体積が増加することが確認される。また、温度分布の上では電磁攪拌の適用は注入温度を約15K低減する、あるいは鑄造速度を0.6 m/min程度、減速するのと同等の効果があることがわかる。加えて、タンディッシュでの溶鋼過熱度が約20Kの場合には注入流の持つ過熱度がほぼ鑄型内溶鋼プール中で消滅することがわかる。

Fig.14で求めたストランドプール中において過熱度が残存した領域の体積総和とFig.13に示した個数密度との関係を調査した。結果をFig.15に示す。過熱度が残存した領域の体積総和が増大するに従い、個数密度が減少していることが確認される。過熱度が残存した領域の体積が増大するに従い、浮遊晶の再溶解は加速すると考えられるため、過熱度が残存した領域の体積総和は浮遊晶の再溶解の起こりやすさを示す一つの指標と考えることができる。また、再溶解が無視できる条件において電磁攪拌を適用することで

	ratio of equiaxed zone
experimental results	■
calculated results	—

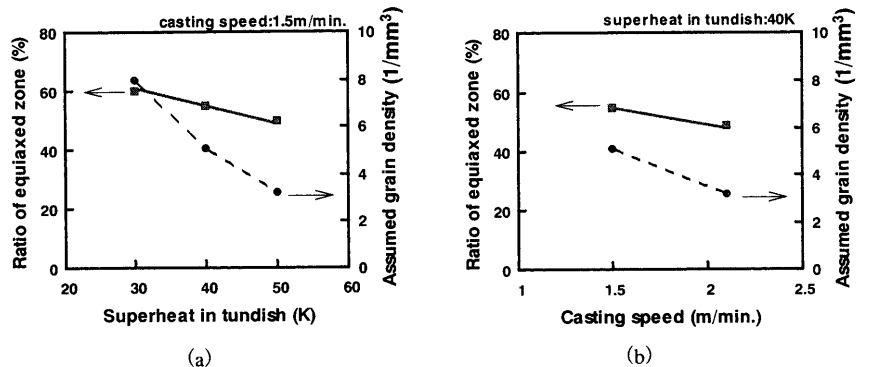
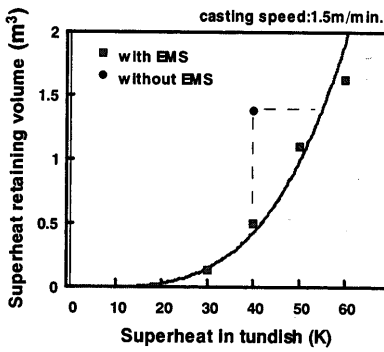
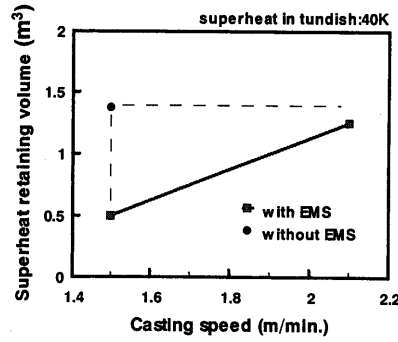


Fig. 13. Effects of (a) superheat in tundish and (b) casting speed on the ratio of equiaxed zone and grain density which reappears the observed ratio of equiaxed zone.



(a)



(b)

Fig. 14. Effects of (a) superheat in tundish and (b) casting speed on the superheat retaining volume in the strand pool.

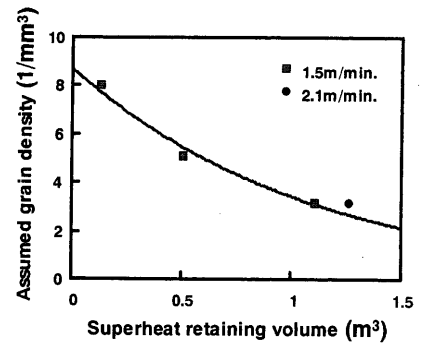


Fig. 15. Effect of superheat retaining volume in the strand pool on the assumed grain density, where EMS is applied.

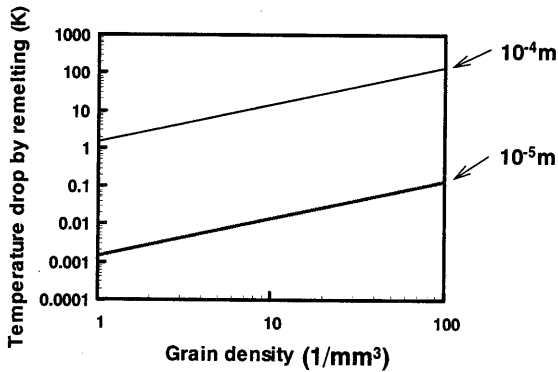


Fig. 16. Effect of grain density and radius of fragmented dendrite on the temperature drop due to remelting of fragment.

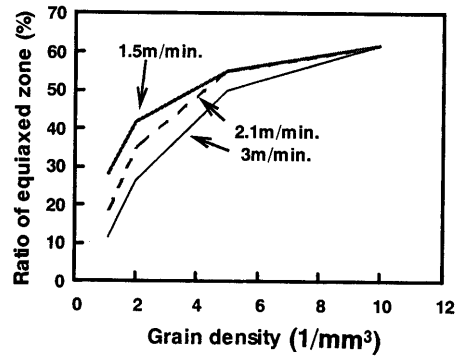


Fig. 17. Effect of grain density and casting speed on the ratio of equiaxed zone, where EMS is applied and superheat in tundish is 40K.

生成しうる個数密度を、過熱度が残存した領域の体積総和が0となるまでFig.15のプロットを外挿することで推算すると、その値はおよそ9個/mm³となる。

次に浮遊晶の粒径と個数密度が再溶解に及ぼす影響について検討する。生成した浮遊晶がすべて再溶解すると考えると、潜熱の吸収によるバルクプール中の温度変化 ΔT_{rem} と浮遊晶の半径 R_n および個数密度 n の関係は(15)式で表現される。(15)式を用いて、浮遊晶の半径、個数密度がバルクプール中の温度変化に及ぼす影響を試算した結果をFig.16に示す。浮遊晶の半径が100 μ m程度であれば多大な潜熱を必要とするが、デンドライトの先端半径に相当する10 μ m程度でかつ個数密度が数個/mm³程度の条件では再溶解に伴うバルクプール中の温度低下は無視できることがわかる。すなわち、流れによって溶断されバルクプール中に輸送された浮遊晶は過熱度が残存したプール中では潜熱をほとんど必要とせずに再溶解することができる。そのため、タンディッシュでの溶鋼過熱度の増大あるいは casting 速度の高速化はともに、過熱度が残存した領域を拡大するため、電磁攪拌を印加することで生成した浮遊晶の一部を再溶解させてしまい、結果として個数密度が減少したと考えることができる。

$$c_p \Delta T_{rem} = \frac{4\pi n L R_n^3}{3} \dots \dots \dots (15)$$

次に casting 速度ならびに浮遊晶の個数密度が等軸晶率に及ぼす影響について解析した結果をFig.17に示す。各 casting 速度において個数密度が増加するほど等軸晶率は増大する。また、個数密度が高くなるに従い、 casting 速度が異なることによる等軸晶率の差が小さくなっていることがわかる。先に電磁攪拌を印加することで生成しうる個数密度は9個/mm³程度であることをFig.15で示したが、仮に浮遊晶の再溶解を完全に防止することができれば、高速 casting の条件においても低速 casting の場合と同じ等軸晶率が得られる可能性がある。一方、初晶と整合性のよい窒化物、炭化物、酸化物を核として不均質核生成を促進する^{19,20)}ことや攪拌流速を可能な限り高速にすることは、ともに浮遊晶の個数密度を高くすることに繋がるため、凝固組織の微細等軸晶化を図る上で有効な手段である。

5. 結言

垂直型試験連铸機を用いた小断面铸片の試験 casting を行う

とともに、決定論的手法に基づく流動下での柱状晶／等軸晶遷移を予測するモデルを構築し、電磁攪拌ならびに鑄造条件が等軸晶率ならびに等軸晶粒径に及ぼす影響について検討した。得られた結果は以下のように要約される。

(1) 電磁攪拌を適用することで凝固組織の微細等軸晶化が図れるが、溶鋼過熱度の増大ならびに鑄造速度の高速化により、等軸晶率は減少し、逆に等軸晶の粒径は増大する。また、等軸晶の粒径と偏析粒径の間には明瞭な相関関係が認められ、等軸晶の微細化により偏析粒径の低減が図れる。

(2) 電磁攪拌を印加することによる等軸晶率の増加は、熱伝達が促進されデンドライト前面に形成される過冷領域が拡大する効果と流れによるデンドライトの溶断によって溶鋼プール中に存在する浮遊品の個数密度が増加する効果の重ね合わせによる。

(3) 鑄造条件と等軸晶率ならびに等軸晶の粒径との関係は、浮遊品の個数密度を介して規定される。溶鋼過熱度の増大ならびに鑄造速度の高速化により、ストランドプール内で過熱度が残存した領域が増大する。そのため、生成した浮遊品の再溶解がより顕著となり、個数密度が減少することにつながる。また、溶鋼プール中に存在する浮遊品の個数密度を高くすることができれば、等軸晶率の鑄造速度依存性は小さくなると予測される。

記号

a	: 係数
C	: 溶質濃度 (mass%)
C^*	: デンドライト先端での液相中の溶質濃度 (mass%)
C_0	: 初期溶質濃度 (mass%)
C_R	: $r=R_{tot}$ での溶質濃度 (mass%)
c_p	: 比熱 (J/kg K)
D	: 液相中の拡散係数 (m^2/s)
F	: Lorentz力 (N/m^3)
f_s	: 固相率 (-)
f_c	: 柱状晶の体積比率 (-)
$f_E (=R_E/R_{tot})^3$: 等軸晶の体積比率 (-)
$f_G (=R_G/R_{tot})^3$: 等軸晶先端半径で決まる体積比率 (-)
G	: 温度勾配 (K/m)
H	: エンタルピー (J/kg)
h_F	: 流れによる熱伝達係数 ($J/m^2 K s$)
$Iv (Pc)$: Ivantsov関数
K	: 透過率 (m^2)
k	: 平衡分配係数 (-)
L	: 凝固潜熱 (J/kg)
m	: 液相線勾配 (K/mass%)
Nu	: Nusselt数 (-)
n	: 結晶の個数密度 (個/ m^3)
P	: 圧力 (Pa)
Pc	: Peclet数 (-)

Pr	: Prandtl数 (-)
Q_{ext}	: 熱流束 ($J/m^2 s$)
q_F	: 流れによる熱流束 ($J/m^2 s$)
R_n	: 遊離した結晶 (浮遊晶)の半径 (m)
R_p	: デンドライト先端半径 (m)
R_{tot}	: 等軸晶が成長可能な半径 (m)
R_G	: 等軸晶先端半径 (m)
R_E	: 等軸晶の固相半径 (m)
Re	: Reynolds数 (-)
T	: 温度 (K)
T_L	: 液相線温度 (K)
T_S	: 固相線温度 (K)
T^*	: デンドライト先端温度 (K)
U	: 流速 (m/s)
U_s	: 鑄造速度 (m/s)
V	: 凝固速度 (m/s)
X	: 代表長さ (m)
$\Delta T (=T-T_L)$: 過冷度 (K)
ΔT_{rem}	: 再溶解による温度変化 (K)
ρ	: 密度 (kg/m^3)
λ	: 熱伝導率 (J/mKs)
ν	: 動粘性係数 (m^2/s)

文 献

- 1) K.Ayata, T.Mori, T.Fujimoto, T.Ohnishi and I.Wakasugi: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **24** (1984), 931.
- 2) S.Ogibayashi, M.Uchimura, K.Isobe, H.Maede, Y.Maruki, R.Nishihara, M.Okimori and T.Satoh: *CAMP-ISIJ*, **2** (1989), 1162.
- 3) K.A.Jackson, J.D.Hunt, D.R.Uhlmann and T.P.Seward III: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **236** (1966), 149.
- 4) G.S.Cole and G.F.Boiling: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **239** (1967), 1824.
- 5) J.D.Hunt: *Mater. Sci. Eng.*, **65** (1984), 75.
- 6) S.G.R.Brown and A.Spittle: *Mater. Sci. Technol.*, **5** (1989), 362.
- 7) M.Rappaz and Ch.-A.Gandin: *Acta Metall. Mater.*, **41** (1993), 345.
- 8) Ch.-A.Gandin, T.Jalantini and M.Rappaz: Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII, TMS, Warrendale, PA, (1998), 363.
- 9) S.-H.Cho, T.Okane and T.Umeda: *J. Jpn. Foundry Eng. Soc.*, **71** (1999), 252.
- 10) 平居正純, 金丸和雄, 森 久: 日本学術振興会製鋼第19委員会第5回凝固現象協議会資料 (凝固46), (1968).
- 11) S.Kitamura, K.Miyamura, R.Isobe, N.Fukuoka and M.Hirai: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), S217.
- 12) S.H.Seyedein and M.Hasen: *Can. Metall. Q.*, **27** (1998) 3/4, 213.
- 13) J.P.Hartnett and T.F.Irvine: National Environmental Satellite Center, **57** (1957), 30.
- 14) W.Kurz, B.Giovanola and R.Trivedi: *Acta Metall.*, **34** (1986), 823.
- 15) G.P.Ivantsov: *Dokl. Akad. Nauk SSSR*, **58** (1947), 567.
- 16) W.Kurz and D.J.Fisher: Fundamentals of Solidification, 3rd ed., Trans. Tech. Publications, Switzerland, (1992), 243.
- 17) M.M'Hamdi, M.Bobadilla, H.Combeau and G.Lesoult: Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII, TMS, Warrendale, PA, (1998), 375.
- 18) M.Rappaz and Ph.Thevoz: *Acta Metall.*, **35** (1987), 1487.
- 19) T.Ohashi, T.Hiromoto, H.Fujii, Y.Nuri and K.Asano: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 614.
- 20) H.Fujimura, S.Tsuge, Y.Komizo and T.Nishizawa: *Tetsu-to-Hagané*, **87** (2001), 707.