

極低炭素鋼連铸スラブ内における偏析を伴う気泡の実態

笠井 宣文*・水上 英夫*²・武藤 章史*

State of Segregation with Bubble in Continuously Cast Slab of Ultra Low Carbon Steel

Norifumi KASAI, Hideo MIZUKAMI and Akifumi MUTOU

Synopsis : The phosphorus segregation adjoined to pin-hole between primary dendrite arms in continuously casting slab of ultra low carbon steel was clarified. The segregation regions of phosphorus were formed in both growth and anti-growth direction of primary dendrite arm based on the pin-hole. The maximum invaded distances of the pin-hole into primary dendrite arms corresponded to the position at fraction solid of 0.2. The critical velocity of interface between liquid and solid for trapping pin-hole was proportional to -1.1 power of pin-hole diameter. The pin-hole was easy to be trapped between primary dendrite arms of ultra low carbon steel, because the amount of shrinkage during solidification per unit temperature was thought to increase with decreasing the carbon concentration.

Key words: ultra low carbon steel; continuous casting; slab; segregation; bubble.

1. 緒言

極低炭素鋼スラブの表皮下に集積するピンホールが原因で製品表面に欠陥が発生することが知られており、これにはピンホール自体が原因になるフクレ疵¹⁾、気泡に吸着された介在物が起因になるスリパー疵やへげ疵^{2,3)}がある。製品の表面品質を向上させるにはこれらの欠陥を防止することが必要であり、気泡の凝固シェルへの捕捉挙動を明らかにすることが必須である。

従来の研究によれば、気泡および介在物がオッシレーションマーク爪部に捕捉⁴⁾されることや、初期凝固シェルの不均一成長部に捕捉されることが明らかになっている⁵⁾。

ところで、気泡が凝固シェルに捕捉されると、気泡の存在により熱および溶質の移動が妨げられ凝固組織の成長および溶質再分配に影響を及ぼすと考えられるが、捕捉後の気泡の挙動について実際の連铸スラブを対象とした検討は見当たらない。

そこで本研究では、極低炭素鋼の連铸スラブの表層におけるピンホールの存在形態とピンホール周囲に形成されるリン偏析を把握することで、凝固過程におけるピンホールとリン偏析の形成機構を検討した。

なお本報においては、ピンホールは凝固後、気泡は溶鋼中を対象として区別して使用した。また、気泡の捕捉は気泡が凝固界面において溶鋼流動または浮力等によって生じる動きが停止した状態を指し、侵入は気泡が捕捉後に、デンドライト1次アーム間を移動する状態と定義する。

2. 実験方法

2.1 供試材

Table 1に供試材の鑄造条件を示す。ピンホールの捕捉ならびに侵入挙動および偏析の生成挙動を把握するため、供試材は実機を用いて鑄造した。なお、鑄造条件による差が生じないように鑄造速度、二次冷却条件等の鑄造条件を同一とし、鋼のリン濃度を0.020~0.070 mass%と変えて試作鑄造した。

2.2 調査方法

調査内容の概略をFig. 1に示す。

厚み方向に、スラブ上面から40mmの範囲において任意の縦断面よりマイクロ組織調査用サンプルを採取し、ピンホール有無の確認を行った。

同一のサンプルを用いて、ナイタールエッチングを施した後、ピンホールとマイクロ偏析の形態観察を行った。

また、煮沸したピクリン酸によるエッチングを施してデンドライト組織を顕出した。なお、デンドライト1次アーム間隔(以下、 λ_1 と略す)はCCDカメラで撮影した画像

Table 1. Experimental conditions.

Mold size	270×1200~1350(mm)	
Casting speed	1.8 (m/min)	
Steel grade	Ultra Low Carbon steel (%[C]:0.0030~0.0050)	
%[P]	Material A	0.020
	Material B	0.030
	Material C	0.055
	Material D	0.070

平成15年2月12日受付 平成15年7月23日受理 (Received on Feb. 12, 2003; Accepted on July 23, 2003)

* 住友金属工業(株)鋼板・建材カンパニー (Kashima Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 3 Hikari Kashima 314-0014)

*2 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

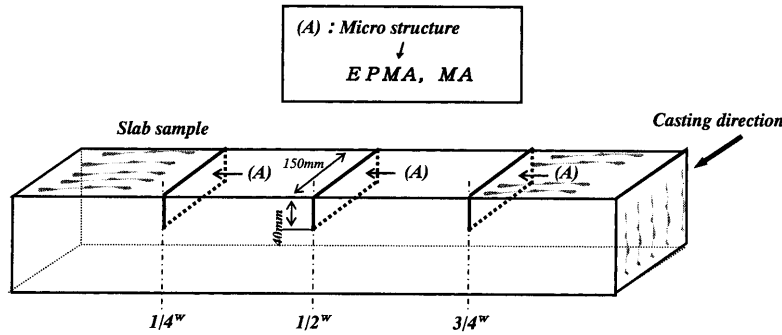


Fig. 1. Method for investigation of macrostructure accompanied by a pin-hole and sampling positions.

データをコンピュータによる画像解析を行い算出した。

偏析比を把握するためEPMAによる線分析ならびにマッピング・アナライザ（以下、MAと略す）による定性分析（いずれもビーム径は10 μm）を併せて行った。

ここで、気泡の挙動に関する研究は、鋳型内における溶鋼流動の影響を無視することはできず、スラブ幅、厚み方向のピンホール個数と大きさの分布を調査して解析に供する研究⁶⁾も行われているが、本報においては後述するように、凝固界面において捕捉された気泡がデンドライト樹間に侵入する機構について解析を試みることを主旨としているため、鋳型内における溶鋼流動の影響については言及しない。

3. 解析方法

3.1 デンドライト長さの予測

デンドライト樹間に捕捉された気泡はデンドライト樹間に侵入し、その気泡の侵入距離はデンドライトの先端と根元間の距離の範囲内にあると考えられる。このデンドライト先端と根元間の距離は連铸スラブ表面からの距離に対応して変化することから、冷却後の連铸スラブにおける実測では困難と考えられる。そこで、本研究ではデンドライト成長モデルを用いてこのデンドライト先端と根元間の距離の予測を行った。また、解析対象の鋼種はFe-0.002mass%C-0.055mass%P 3元系合金とし、Rappazら⁷⁾のモデルに従った。

デンドライト成長モデルによれば、デンドライト先端部の曲率半径 r は marginal stability criterion に基づき(1)式で表すことができる。

$$r = \frac{4\pi^2 \Gamma}{\sum_i \left[\frac{2m_{v,i} C_{0,i} P_{c,i} (1-k_i) \xi_{c,i}}{1-(1-k_{v,i}) \text{Iv}(P_{c,i})} + \frac{\Delta H \xi_i}{C_p} \right]} \dots\dots\dots(1)$$

ここで、Iv は Ivantsov 関数であり、変数 $m_{v,i}$, $k_{v,i}$, $\xi_{c,i}$, ξ_i はそれぞれ次式で表される。また、 i は溶質元素である炭素またはリンを示す。

Table 2. Physical properties used in calculations.

Parameter	Unit	Value
$C_{0,C}$	mass%	0.002
$C_{0,P}$	mass%	0.055
m_C	Kmass% ⁻¹	-78
m_P	Kmass% ⁻¹	-48
k_C	—	0.13
k_P	—	0.30
D_C	$\times 10^7, m^2 S^{-1}$	8.4
D_P	$\times 10^7, m^2 S^{-1}$	1.4
ΔH	$\times 10^9, J m^{-3}$	1.93
C_p	$\times 10^6, J m^{-3} K^{-1}$	5.74
a_0	nm	1.0
Γ	$\times 10^{-7}, Km$	1.1

$$m_{v,i} = m_i \left[1 + \frac{k_i - k_{v,i} \left\{ 1 - \ln \left(\frac{k_{v,i}}{k_i} \right) \right\}}{1 - k_i} \right] \dots\dots\dots(2)$$

$$k_{v,i} = \frac{k_i + a_0 \frac{V}{D_i}}{1 + a_0 \frac{V}{D_i}} \dots\dots\dots(3)$$

$$\xi_{c,i} = 1 - \frac{2k_{v,i}}{\sqrt{1 + \left(\frac{2\pi}{P_i} \right)^2} - 1 + 2k_{v,i}} \dots\dots\dots(4)$$

$$\xi_i = 1 - \frac{1}{\sqrt{1 + \left(\frac{2\pi}{P_i} \right)^2}} \dots\dots\dots(5)$$

なお、 $P_{c,i}$, P_i はそれぞれ溶質ペクレ数、温度ペクレ数であり、 V は成長速度である。Table 2 に計算で用いた物性値をまとめて示す。

(1), (6) 式よりデンドライト1次アーム間隔 λ_1 が成長速度 V と温度勾配 G の関数として求まる⁸⁾。

$$\lambda_1 = (3\Delta T r / G)^{1/2} \dots\dots\dots(6)$$

ただし、 ΔT はデンドライト先端の過冷を考慮した凝固温度範囲。

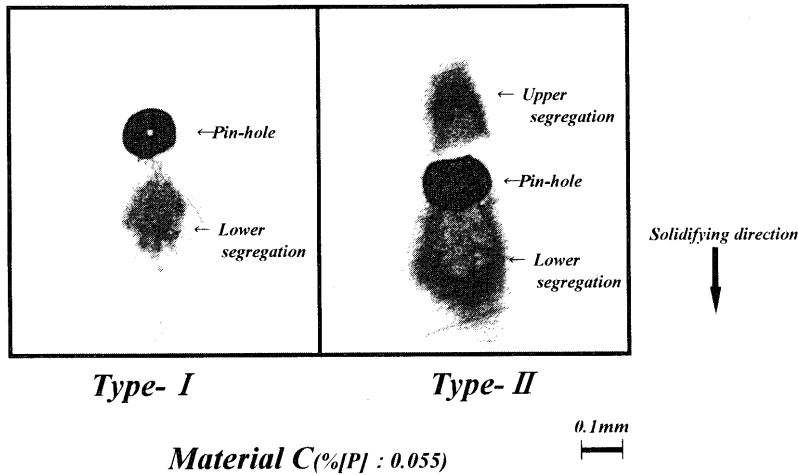


Fig. 2. Segregation modes of phosphorus accompanied by a pin-hole.

ここで、スラブ表面からの距離に対応した λ_1 と成長速度が分かれば、各位置における温度勾配を決定することができる。

成長速度は、凝固シェル厚 d と時間 t の関係式 $d = k\sqrt{t}$ を時間で微分することにより求めることができる。ここで定数 k を知る必要があるが、ここでは casting 速度 $V_c = 1.8 \text{ m/min}$ の際にブレイクアウトした初期凝固シェル厚の凝固係数 k 値は $24 \text{ mm/min}^{1/2}$ を用いた。なお、この値は従来の報告値 $22 \text{ m/min}^{1/2}$ に近いこと⁹⁾から妥当であると考えられる。

なお、本報において用いた dendrite 長さは、先に示した dendrite 成長モデルから求めた計算値であり、固相率0から1の間の距離に等しいとした。

3.2 凝固温度範囲の予測

鋼の凝固時には溶質再分配をとるため、固相線温度が低下し凝固温度範囲が拡大する可能性がある。そこで凝固過程における Fe-0.002mass%C-0.055mass%P 3元系合金における炭素およびリンの溶質再分配を考慮して凝固温度範囲を予測した。なお、解析に用いた溶質再分配モデルは前報¹⁰⁾と同様である。

4. 実験結果

4.1 ピンホール周囲のリン偏析

dendrite 樹間のピンホール周囲におけるリンの偏析(以下、気泡性偏析と記す)を Fig. 2 に示す。同図中の矢印は dendrite の成長方向を示す。ピンホールの周囲にはリンの濃化が認められ、ピンホールに対して dendrite の成長方向のみが濃化している場合(形態-I)と、成長方向および反成長方向の両方が濃化している場合(形態-II)の2種類が存在した。

形態-IとIIの発生頻度を比較した場合、いずれのリン濃度の場合においても形態-IIが形態-Iに比べ約2倍認められた。

Fig. 3には形態-IIに相当する気泡性偏析のマッピング・アナライザーによるリン濃度の分析結果を示す。

また、同図中には dendrite の境界を破線で示す。ピンホールは dendrite 樹間に存在し、リンの濃化領域がピンホールに対して dendrite の成長方向と反成長方向の樹間に沿って存在している。

このことから形態-IIの上部偏析の場合、リン偏析の生成は気泡が dendrite 樹間に捕捉される前で、しかも dendrite 樹間に液相が残留した状態において形成されたものと考えられる。

一方、形態-I, IIに認められる下部偏析の場合は、気泡が捕捉された後の凝固過程において形成されたものと考えられる。

形態-IおよびIIにおける上部および下部の偏析長さの比較を Fig. 4 に示す。ここで、リン偏析長さはリン偏析比が1.5以上であるピンホール界面からの距離である。

形態-IIにおいては、いずれのピンホールにおいても上部偏析長さよりも下部偏析長さの方が大きく、形態-Iと形態-IIの下部偏析長さを比較すると、両者に有意差は認められない。

このことから、前述したように下部偏析の生成は形態-I, IIのいずれにおいても気泡が捕捉された後の凝固過程において形成され、形態-IIの上部偏析が形成されるのは、dendrite 樹間に液相がある状態で、気泡が dendrite 樹間に侵入することにより、凝固過程における濃化溶鋼の排出が阻害されたためと推察される。

形態-IとIIが観察された個数を比較すると、前述したように形態-IIの方が多く、dendrite 樹間に侵入した状態で気泡が捕捉される場合は侵入しない場合と比較して高いと言える。

この結果より多くの場合、気泡は dendrite 樹間に侵入した状態で捕捉されると推察されるが、侵入しない状態で気泡が捕捉される場合は、気泡の捕捉に対して dendrite 樹間における溶鋼の限界固相率が存在するためと推察される。

一方、認められたピンホールの最大径は0.22 mmであり、それ以上のものは認められなかった。

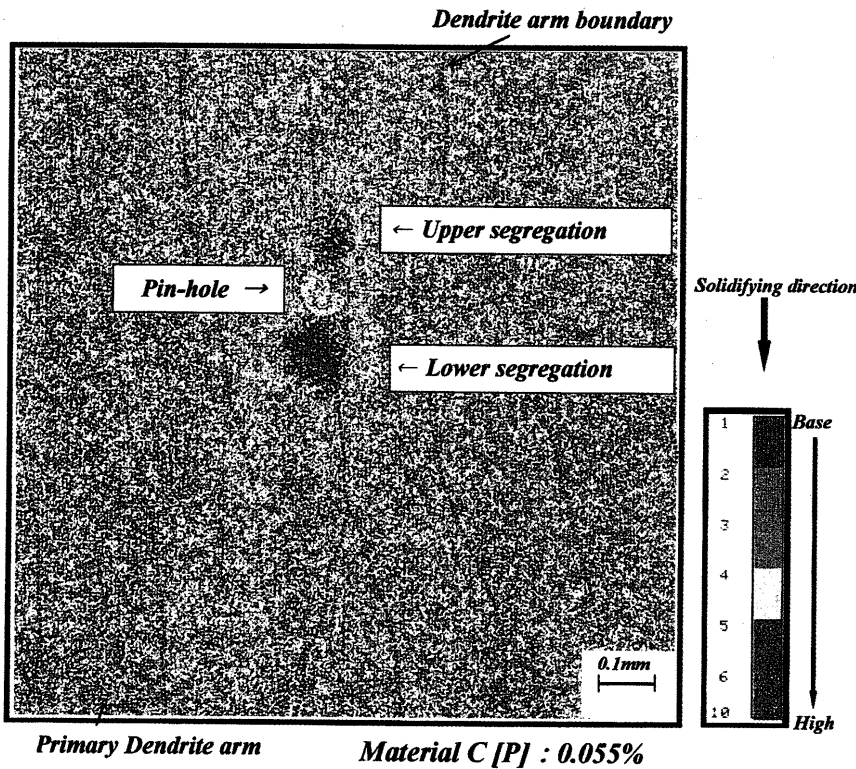


Fig. 3. Redistribution of phosphorus measured with a mapping analyzer around a pin-hole.

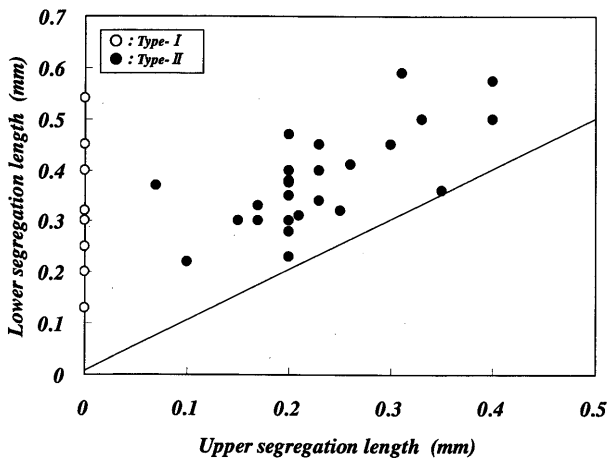


Fig. 4. Comparison between the lower segregation length and the upper segregation length of Type-I and Type-II.

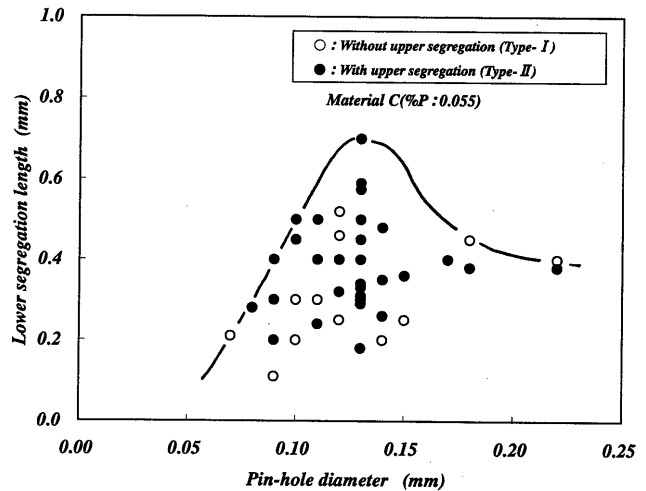


Fig. 5. Relation between lower segregation length and pin-hole diameter.

この結果を従来の研究⁶⁾と比較すると、本研究においてはピンホール径が比較的小さいことから対象となった気泡の生成原因は、連続铸造時に用いるスライディングゲートからの外気侵入によるものと推察される。

Fig. 5に気泡性偏析の形態-Iおよび形態-IIのピンホール下部(dendライトの成長方向側)のリンの偏析長さとの関係を示す。

ピンホール直径が同じでもリンの偏析長さは変わる。ただ、この偏析長さの最大値は、ピンホール直径0.13 mmまでは直径の増加につれて大きくなるが、0.13 mmより大きい場合はピンホール直径に依存しない。

Fig. 6には形態-IIにおいて認められたピンホール上部

(dendライトの反成長方向側)に存在するリンの偏析長さとピンホール直径の関係を示す。偏析長さにはFig. 5の場合と同様に最大値が存在する。ピンホール直径0.13 mmまでは直径が大きくなるほど偏析長さの最大値は増大するが、直径が0.13 mmより大きくなるとリンの偏析長さは直径に依存しなくなる。

4.2 気泡起因のリンの偏析長さとの関係

凝固時における偏析は初期濃度に依存することが考えられるため、本研究ではリン濃度の異なる連铸スラブについてピンホールの周囲に存在するリンの偏析長さおよび偏析比について検討した。

Fig. 7にはリン濃度の異なる連铸スラブで観察された気

泡性偏析を示す。リン濃度が異なっても偏析の状態は同じであり、ピンホールに隣接して偏析は凝固方向に沿って形成されている。

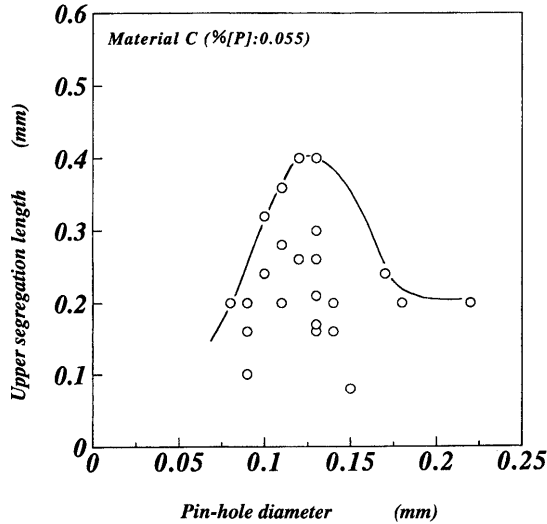


Fig. 6. Relation between upper segregation length and pin-hole diameter.

Fig. 8にリン濃度の異なる極低炭素鋼で観察された形態-Iにおけるピンホール径とEPMAによる組成分析結果から求めたピンホール下部のリン偏析長さの関係を示す。リンの偏析長さは、本研究の範囲内でリン濃度が変わってもピンホール直径の増加とともに増大し、ピンホール直径が0.1から0.13 mmにおいて最大となる。

また、ピンホール直径が同じ場合はリンの初期濃度が高いほどリンの偏析は長くなる。

一方、Fig. 9に形態-IおよびIIにおけるピンホール下部に形成された偏析の長さと同偏析比の関係を示す。

ピンホール下部に形成された偏析の長さが大きくなるのにしたがってリンの偏析比も大きくなる。

このことは、Fig. 8で示したように、ピンホール下部の偏析長さはピンホール直径が0.13 mm程度で最大となるため、リンの偏析比がピンホールの大きさに依存するとは考えにくく、気泡が捕捉または侵入時点における dendrite 樹間にある溶鋼中のリン濃度や dendrite の成長速度の違いによるものと考えられるが、本研究結果からは明確な原因を把握することはできなかった。

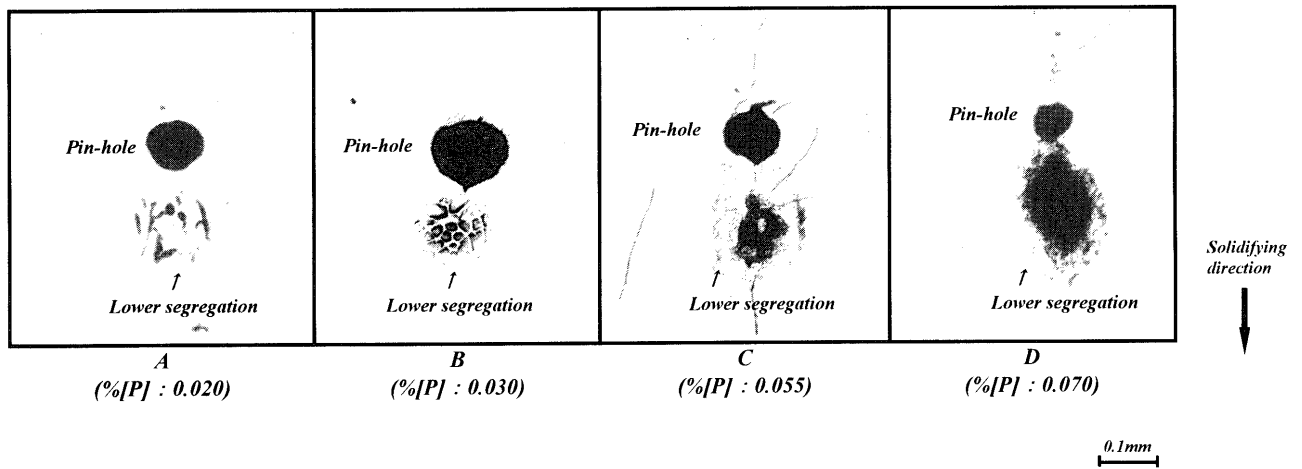


Fig. 7. Change of redistribution of phosphorus with various bulk concentration of phosphorus.

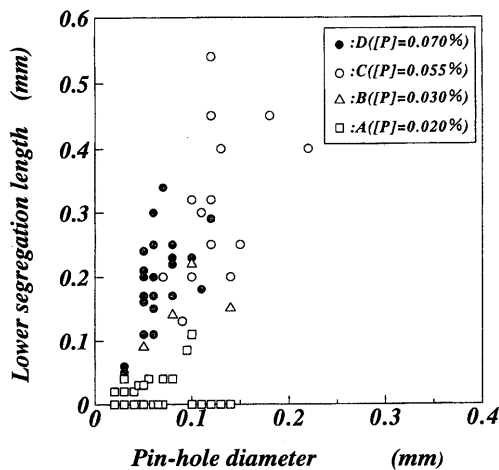


Fig. 8. Relation between lower segregation length and pin-hole diameter at various bulk concentration.

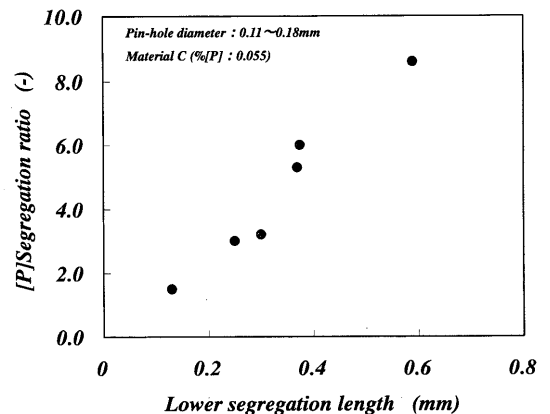


Fig. 9. Relation between segregation ratio of phosphorus and lower segregation length.

5. 考察

5.1 デンドライト樹間内における気泡の最大侵入距離

デンドライト樹間内に気泡が侵入する距離はデンドライト先端と根元間の距離に相当し、この距離はスラブの凝固条件に影響されると考えられる。そこで、以下では凝固解析により凝固条件を検討した。

Fig.10にデンドライト成長に関する計算結果および測定結果を示す。

Fig.10(a)に凝固シェル成長速度とスラブ表面からの距離の関係を示す。成長速度は表面からの距離が増加するにつれて低下し、特に表面から約5mmの範囲内における低下が大きい。以下では、凝固シェルの成長速度とデンドライト先端部の成長速度は一致すると仮定して計算を行った。

固液界面位置における液相側の温度勾配とスラブ表面からの距離の関係をFig.10(b)に示す。本研究で測定した範囲内において、スラブ表面からの距離が増すにつれて温度勾配は単調に減少する。

ところで、Fig.10(b)で求めた温度勾配とスラブ表面からの距離に対応したデンドライト長さを予測するには、凝固温度範囲を把握する必要がある。凝固時には溶質再分配をとまうため、平衡状態図から予測される凝固温度範囲より拡大するものと考えられ、デンドライト長さを把握するには溶質再分配挙動を考慮に入れて凝固温度範囲を予測する必要がある。ここでは前述の熱力学データを連成させた溶質再分配モデルを用いた。冷却速度は温度勾配と成長速度の積で表すことができ、Fig.10(a), (b)を基に算出した冷却速度をFig.10(c)に示す。冷却速度はスラブ表面からの距離が増すにつれて減少し、表面から約20mmの範囲における低下が大きい。

溶質再分配モデルから求めた凝固温度範囲はスラブ表面からの距離によらず約8Kである。スラブ表面からの距離が変化しても凝固温度範囲が変わらないのは、冷却速度が大きくなるにつれて λ_1 が小さくなるためと考えられる¹¹⁾。

デンドライト長さは凝固温度範囲を温度勾配で割った値で表すことができる。このデンドライト長さとは本実験結果から得られたピンホール直径ならびに λ_1 の測定結果についてスラブ表面からの距離との関係を求めFig.11に併せて示す。

デンドライト長さはスラブ表面からの距離が増大するにつれて大きくなるが、これは温度勾配が小さくなることを示している。

一方、スラブ表面からの距離が増大するにつれて最大ピンホール直径ならびに、 λ_1 も大きくなる。

ここで、デンドライト長さとピンホール直径ならびに λ_1 を比較するとピンホール直径、 λ_1 のいずれもデンドライト長さより小さく、その上限値は固相率0.2に相当する

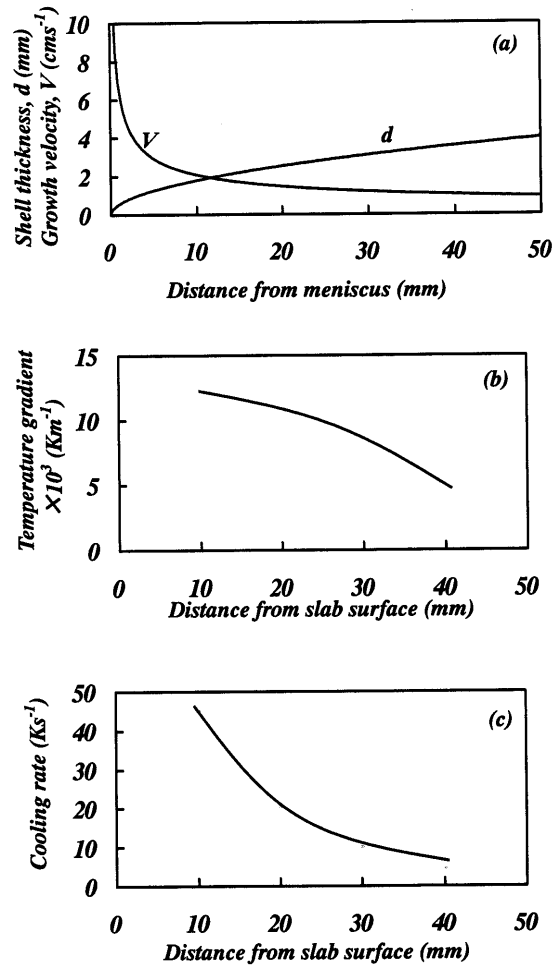


Fig. 10. Prediction of shell growth behavior for ultra low carbon steel. (a) Change in shell thickness, growth velocity of shell and acceleration of velocity with distance from meniscus. Relationship between (b) temperature gradient at liquid/solid interface and (c) cooling rate and distance from slab surface.

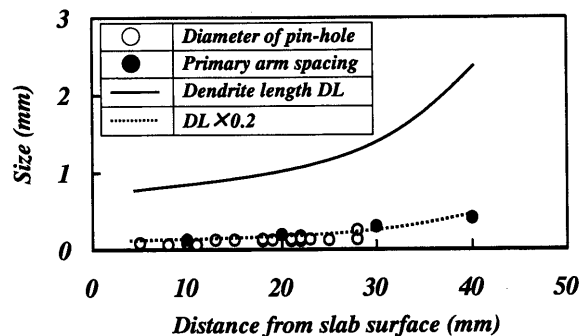


Fig. 11. Relationship between diameter of pin-hole, primary arm spacing and dendrite length, and distance from slab surface.

デンドライト長さに一致する。

この結果より、気泡がデンドライト樹間で侵入する距離は限定され、気泡が侵入しうる最大距離は固相率0.2以下の範囲と考えられる。

5.2 極低炭素鋼の凝固収縮と気泡侵入の関連

デンドライト樹間に捕捉された気泡が、デンドライト樹

間内に侵入する原因として凝固収縮が考えられる。

1次デンドライトアームの成長につれて凝固収縮し、この収縮のため1次デンドライトアーム間に存在する液相量が減少し、これを補うためにデンドライト先端近傍の液相が1次アーム間に吸引される。

気泡がデンドライト樹間に捕捉されると、液相の吸引とともに気泡も移動するものと考えられる。

λ_1 が決まっているため気泡の大きさにより1次アーム間隙で侵入する距離が変わり、1次アーム間隙のリンの濃化液相と気泡の上下方向に対する液相の分配が変わるものと考えられる。

そこで、従来の報告¹²⁾に基づき極低炭素鋼の凝固収縮を検討した。凝固収縮が等方的と仮定すると、凝固収縮を液相線温度と固相線温度における密度変化量で評価することができる。

なお、凝固過程における炭素鋼の密度変化量は固相線温度における δ 相と γ 相の割合で決まる。

Fig.12(a)には、Fe-C-0.055mass%P鋼の δ 相と γ 相の割合と炭素濃度の関係の計算結果を示す。炭素濃度が0~0.097 mass%まで δ 単相で凝固が完了する。炭素濃度が0.097 mass%で γ 相が析出し、0.17 mass%以上では γ 単相凝固となる。

前報¹²⁾によれば、凝固過程における密度変化量は(7)式で表される。

$$\Delta\rho = \Delta\rho_\delta \cdot f_\delta + \Delta\rho_\gamma \cdot f_\gamma \dots\dots\dots (7)$$

ただし、 $\Delta\rho$ ：凝固過程における密度変化 ($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$)、 $\Delta\rho_\delta$ ： δ 単相凝固する場合の密度変化 ($0.25 \times 103 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$)、 $\Delta\rho_\gamma$ ： γ 単相凝固する場合の密度変化 ($0.39 \times 103 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$)、 f_δ ：固相線温度における δ 相の割合、 f_γ ：固相線温度における γ 相の割合である。

また、凝固過程における密度変化は凝固温度範囲にも依存する。密度変化量が同じ場合、凝固温度範囲が小さいほど冷却時のわずかな温度変化で密度が大きく変化する。そこで、凝固時の密度変化量 $\Delta\rho$ を凝固温度範囲 ΔT で割った値を密度変化率と定義し、これと炭素濃度の関係をFig.12(b)に示す。炭素濃度が0~0.097 mass%の範囲において炭素濃度の増加とともに密度変化率は減少する。炭素濃度が0.097 mass%以上では密度変化率の変化は小さい。冷却速度が同じ場合は極低炭素領域での密度変化率は大きく、凝固時の密度変化量すなわち凝固収縮量が大きい。気泡がデンドライト先端近傍に存在した場合、密度変化率が大きいほどデンドライト樹間における凝固収縮により気泡が捕捉され易く、またデンドライト樹間内への侵入も生じ易いものと考えられる。

固液共存領域で極低炭素鋼の凝固収縮量は、約3.6%である¹²⁾。凝固収縮量ならびに固相率が液相線温度と固相線温度の間で直線的に変化すると、 $3.6 \times$ 固相率の分だけ凝

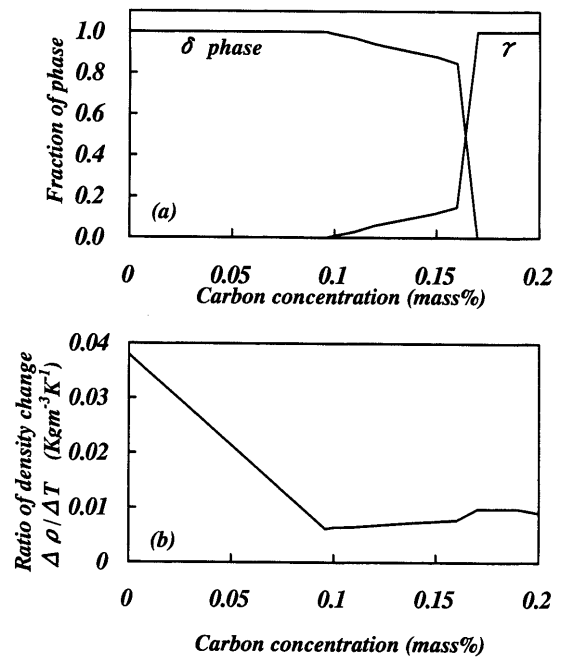


Fig. 12. Relationship between (a) fraction of phase and (b) ratio of density change during solidification, and carbon concentration.

固収縮することになる。

Fig.11に示したように、固相率が約0.2までの範囲で気泡の侵入が生じると仮定した場合、これに相当する凝固収縮量は $3.6 \times 0.2 = 0.72\%$ となり、凝固収縮による侵入は可能と考えられる。

5.3 気泡捕捉の臨界成長速度

スラブ表層に存在する気泡の捕捉挙動を評価するため、気泡が凝固シェルに捕捉されるデンドライト成長速度の臨界値を知る必要がある。これを本実験結果から得られたピンホール直径、捕捉位置と計算によって求めたデンドライト成長速度の関係から予測することを試みた。

なお、従来の研究¹³⁾などではAl合金を用いた解析および実験が行われているが、極低炭素鋼を用いた解析あるいは実験は見当たらない。

Fig.13にデンドライト成長速度とピンホール直径の関係を示す。本研究で観察されたピンホール直径は、成長速度が大きくなるにつれて小さくなる。同一の成長速度に対して最小のピンホール直径を結ぶ曲線を求めると次式のようにピンホール直径の-1.1乗に比例する。

$$V_{cr} = 1.6 \times 10^{-4} d^{-1.1} \dots\dots\dots (8)$$

ただし、 V_{cr} ：臨界成長速度 (ms^{-1})、 d ：ピンホール直径 (mm)である。

(8)式の上側に気泡が存在すると凝固シェルに気泡が捕捉されるものと考えられるが、この上側の領域のすべてにピンホールが観察されてはいない。これは凝固速度が同一の場合には気泡の直径がある値よりも大きくなると気泡自体が浮上するためでありデンドライト樹間に捕捉されない

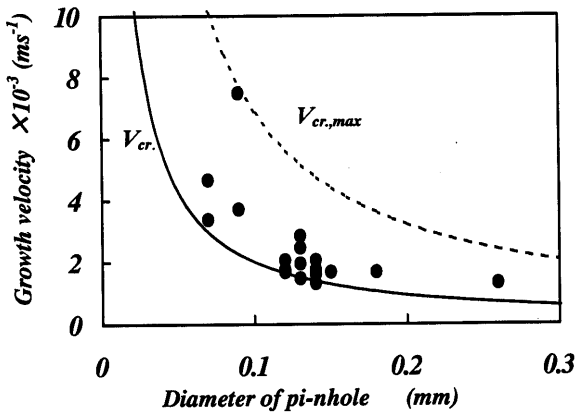


Fig. 13. Change in growth velocity of entrapment of bubbles in solidified shell with diameter of pin hole.

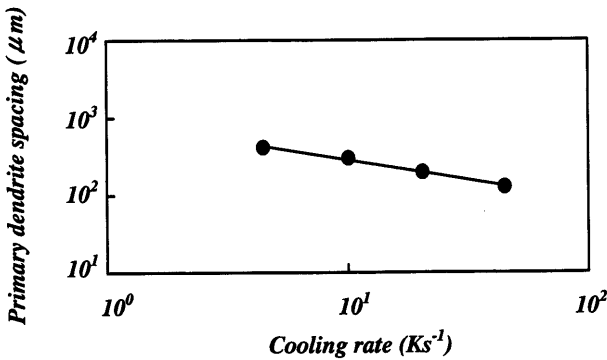


Fig. 14. Relationship between primary dendrite arm spacing and cooling rate.

ためと考えられる。そこでピンホール直径の上限を結ぶ曲線を(8)式と同様に -1.1 乗に比例すると仮定して最大臨界成長速度を求めると次式を得る。これを同図中に破線で示す。

$$V_{cr,max} = 5.5 \times 10^{-4} d^{-1.1} \dots\dots\dots(9)$$

ただし、 $V_{cr,max}$: 最大臨界成長速度(ms^{-1})である。

本研究では、 dendライト樹間に気泡が捕捉される際の成長速度には上限と下限があり、それぞれ(8)式と(9)式で示される。

5.4 極低炭素鋼の1次 dendライトアーム間隔

Fig.14に1次 dendライトアーム間隔と冷却速度の関係を示す。1次アーム間隔はスラブ表面からの距離を変えて測定した結果であり、冷却速度は各位置における温度勾配と成長速度の積から求めた。図に示すように、1次アーム間隔と冷却速度は線形関係にあり(10)式で表すことができる。

$$\lambda_1 = 932 \dot{T}^{-0.51} \dots\dots\dots(10)$$

ただし、 \dot{T} は冷却速度($K \cdot s^{-1}$)、 λ_1 は dendライト1次アーム間隔(μm)である。

1次アーム間隔は冷却速度の約1/2乗に比例しており、

低炭素鋼、中炭素鋼等で報告されているべき乗とほぼ一致している。このことから(10)式は妥当であり、4.1節で検討した dendライト長さも妥当であると考えられる。

6. 結言

極低炭素鋼スラブにおいて観察された気泡性偏析の形態と特徴について調査することを目的に、実機を用いてリン濃度の異なる鋳片を試作鋳造した。

ピンホール直径、リンの偏析長さおよび偏析比を、 dendライト成長モデルにより予測した1次 dendライトアーム間隔を基に検討した。これより1次 dendライトアーム間隔における気泡の侵入挙動を検討し、以下の結論を得た。

(1) スラブ表層に存在するピンホールはリンの偏析をともなう。リンの偏析は dendライト樹間に沿って存在しピンホールに対して dendライトの成長方向に存在する場合(形態-I)と、ピンホールを中心に成長方向と反成長方向の両方向に存在する場合(形態-II)の2種類がある。

(2) 形態-IおよびIIで dendライトの成長方向および反成長方向に存在するリンの偏析長さにはいずれの場合も最大値が存在する。

(3) 1次 dendライト樹間に捕捉された気泡の侵入可能な固相率は限定される。気泡が1次 dendライト樹間に捕捉される dendライト成長速度には臨界値が存在し、その臨界成長速度はピンホール直径の -1.1 乗に比例する。

(4) 炭素鋼の密度変化率は炭素濃度0.097 mass%までの範囲では炭素濃度の増大とともに減少し、0.097 mass%以上では変わらない。同一の冷却速度の場合、密度変化率が大きいほど凝固時の収縮量が大きくなり、これにともなう1次 dendライトアーム間隔における濃化溶鋼の流動により気泡が dendライト樹間へ侵入する。

文 献

- 1) M.Sato, M.Yoshida, H.Take, H.Yamazaki and T.Besho: *CAMP-ISIJ*, **5** (1992), 1252.
- 2) H.Yasunaka, R.Yamamoto, K.Inoue and T.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 529.
- 3) K.Inoue, H.Yasunaka and H.Matsumoto: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 1167.
- 4) H.Yamamura, T.Kajitani, H.Esaka, Y.Ueshima and Y.Mizukami: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 45.
- 5) M.Suzuki, I.Washimi, K.Mori, M.Nakata and K.Takahashi: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 42.
- 6) N.Kasai, Y.Watanabe, T.Kajihara and M.Toyota: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 24.
- 7) M.Rappaz and W.J.Boettinger: *Acta Metall. Mater.*, **47** (1999), 3205.
- 8) W.Kurz and D.J.Fisher: *Fundamentals of Solidification*, 4th. ed., Trans. Tech. Publications, Switzerland, (1998), 247.
- 9) T.Inoue, H.Tanaka and J.Katsuta: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 55.
- 10) H.Mizukami, S.Hiraki and T.Watanabe: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 152.
- 11) K.Matsuura and M.Kudoh: *Mater. Trans. JIM*, **39** (1998), 203.
- 12) H.Mizukami, A.Yamanaka and T.Watanabe: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 375.
- 13) D.M.Stefanescu, A.Morita, A.S.Kacar and B.K.Dhindaw: *Metall. Trans. A*, **21A** (1990), 231.