

© 1982 ISIJ

連続鑄造における粒状等軸晶の生成と沈降堆積 論文

Formation and Sedimentation of Globulites in Continuous Casting

Klaus WÜNNENBERG* and Hatto JACOBI*²

Synopsis:

The extension of columnar or equiaxed zone in the as-cast structure of continuously cast slabs is primarily affected by the superheat temperature in the tundish, high temperatures promoting the formation of columnar grains and low temperatures that of equiaxed grains. At an intermediate temperature a sharp transition in the extent of each structure occurs. The formation of equiaxed crystals is enhanced by high freezing rates of the solid shell and by turbulent fluid flow. Under favourable conditions free crystals already exist in the mould. In bow type machines sedimentation of such suspended crystals is a geometrical phenomenon and depends on parameters such as machine radius, casting speed and heat extraction.

The experiment shows that in slabs of bow type machines the cast structure is asymmetric, the equiaxed zone extending further to the outer radius. At intermediate superheat temperatures sedimentation zone is entirely located within the lower strand section terminating distinctly below the centre line. Consequently the formation of free crystals may end before completion of strand solidification. Concentration profiles of partly equiaxed solidified slabs are used to verify the sedimentation mechanism. Carbon is taken as an example to illustrate the decrease of concentration in equiaxed zone.

1. 緒 言

最近、鑄造組織を等軸晶化するために多大な努力が払われ、その手段として、低温鑄造操作と電磁攪拌の適用が最善なものと考えられている。

2. 浮遊結晶の生成

低温鑄造の際には、浮遊結晶が既に鑄型部において生成し始めるが、この浮遊結晶は凝固殻が比較的薄い領域で凝固界面の結晶が溶鋼流動によつて増殖されるために生成すると考えられる¹⁾。浮遊した鉄の結晶は周囲の溶鋼よりも密度が大きいため沈降する傾向にあり、沈降中、特に溶鋼が対流している場合には合体して大きなクラスターになり、分岐状デンドライトが再溶解して最終的に粒状等軸晶(本論文では、以下単に粒状晶と呼ぶ)に変化する。鑄造組織における粒状晶凝固領域の境界は浮遊結晶の生成量と鑄片に沿つて沈降堆積した量によつて決まる。

上述の浮遊結晶の存在を実証するため、溶鋼内に浮遊する鉄の結晶で浮遊初期の状態におけるものを Photo. 1 に示す。なお、Photo. 1 の組織写真は鑄片表面に平行な断面のもので、鑄片表面からの距離は約 1.5 mm である。Photo. 1 (a) に見られる浮遊結晶は低合金炭素鋼

において典型的なもので、過冷溶鋼の流動によつて鑄型内湯面近傍の凝固殻に捕捉されたと考えられる。この場合、溶鋼中における浮遊結晶の滞留時間が短いためにデンドライト状の成長がそのまま保存され、デンドライトやその破片が乱流によつてクラスター状になつている。Photo. 1 (b) は高合金フェライトおよびオーステナイト鋼に観察される典型的な浮遊結晶を示す。浮遊結晶は再溶解して粒状晶のクラスターになつている。Photo. 1 の上と下の組織写真を比較すると、下の写真における浮遊結晶の数は上のものより多いが、粒径はむしろ小さいことがわかる。

組織写真の調査から得られた結論は次のとおりである。自由に浮遊している鉄結晶の形態は、鋼種、冷却速度並びに溶鋼プールの攪拌方法や強さに依存する。また、溶鋼中における懸濁粒子の形状・個数・大きさなどは鋼種にもよるが空間的に不均質で時間的にも変動すると考えられるため、結晶の沈降速度や結晶周囲の流れに基づいて実際の沈降堆積機構を理論的に洞察することは難しい。これに対して、連続鑄造における結晶沈降堆積現象を幾何学的に検討することは重要であり、理論的にもずっと取り扱いやすいので、以下にその基礎的検討を行う。

昭和 55 年 11 月第 4 回日独セミナーにて発表

* Mannesmann Research Institute, Dr.-Ing.

*² Mannesmann Research Institute, Dr. rer. nat (Mannesmann Forschungsinstitut GmbH, Ehinger Str. 200, D-4100 Duisburg 25, West-Germany.)

訳：宮沢憲一(名古屋大学工学部 工博)

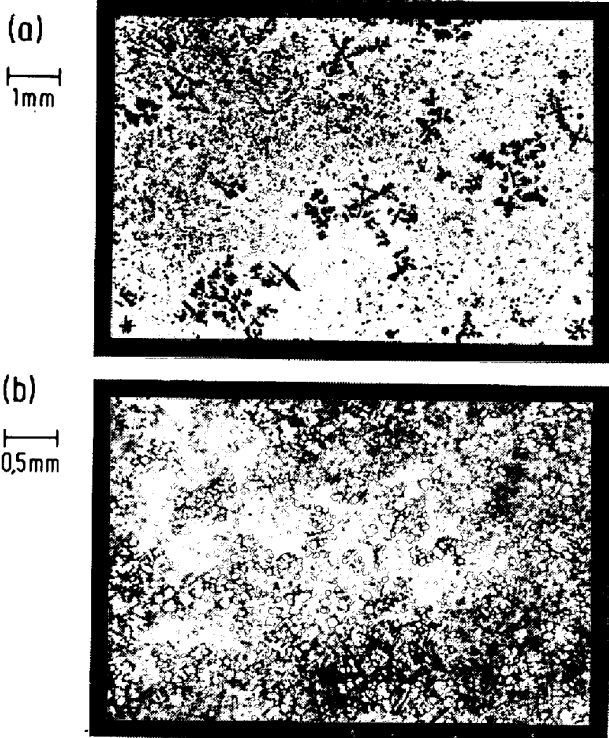


Photo. 1. Suspension of dendritic and globular crystals in steel melt, (a) low-alloy carbon steel, (b) high-alloy ferritic steel.

3. 沈降堆積に関する理論解析

スラブ铸片を低温铸造する場合、溶鋼内で結晶の不均質核生成がないものと仮定すれば、結晶の沈降堆積に関して以下に示す両極端の場合が考えられる。

(1) 垂直型連铸の場合：相対した2つの凝固前面で浮遊結晶が生成されるため粒状晶の生成量は比較的多く、結晶は溶鋼プールの底部まで沈降し、その最大沈降距離はプール深さに等しい。粒状晶帯は铸片中心線に関して対称になる。

(2) 水平型連铸の場合：上面側凝固前面でのみ浮遊結晶が生成されるため粒状晶の生成量は比較的少なく、結晶は下面側凝固前面まで沈降し、その最大沈降距離は溶鋼プールの厚さに等しい。粒状晶帯は铸片中心線に関して非対称であり铸片下面側に偏倚している。

湾曲型連铸機において、铸片は垂直部から湾曲部を経て水平方向に引き抜かれるが、この間に、上述したような特徴が現れることになる。冶金的条件が同一の場合、堆積によって生じる粒状晶帯の位置や厚さは、最終的に連铸機の半径、铸片引き抜き速度および铸片表面からの抜熱速度に依存すると考えられる。

結晶の沈降堆積機構を把握して铸造組織をある程度予測するためには、湾曲型連铸機の铸片傾斜部における上下面側凝固前面間の垂直距離を知っておく必要がある。

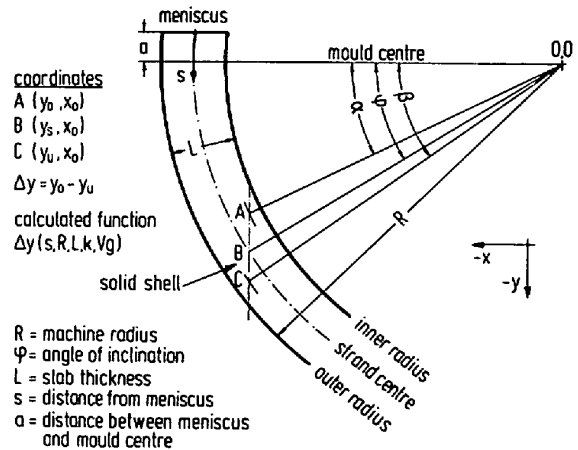


Fig. 1. Geometric model of a bow-type continuous caster.

この距離は Fig. 1 に示すような連铸機の幾何形状に基づいて算出することができる。ここで、Fig. 1 における3つの角、 α , β , φ は铸型の水平中心面となす角として定義する。また、点 $A(y_0, x_0)$ および $C(y_u, x_0)$ は $x = -x_0$ の垂線がおのおの上面側および下面側凝固前面と交わる点であり、点 $B(y_s, x_0)$ は垂線と铸片中心線との交点を示す。

溶鋼に過熱がなく、凝固殻の成長が凝固の放物線則 ($d = k\sqrt{t}$, d : 凝固殻厚さ, k : 凝固定数, t : 時間) に従うと仮定すると、上下面側の凝固前面の位置に関しておのおの(1)および(2)式が得られる。

$$-y_0 = \left[R - L + \frac{k}{\sqrt{V_g}} \cdot \left\{ a + \left(R - \frac{L}{2} \right) \cdot \frac{\pi \alpha}{180} \right\}^{1/2} \right] \times \sin\left(\frac{\pi \alpha}{180}\right) \dots\dots\dots (1)$$

$$-y_u = \left[R - \frac{k}{\sqrt{V_g}} \cdot \left\{ a + \left(R - \frac{L}{2} \right) \cdot \frac{\pi \beta}{180} \right\}^{1/2} \right] \times \sin\left(\frac{\pi \beta}{180}\right) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 R : 連铸機の半径, V_g : 铸片引き抜き速度, a : 湯面から铸型の水平中心面までの距離, L : スラブ厚さ。

A および C 点の角度 (おのおの α および β) に対する条件式として(3)式が与えられる。

$$-x_0 = \left[R - L + \frac{k}{\sqrt{V_g}} \cdot \left\{ a + \left(R - \frac{L}{2} \right) \cdot \frac{\pi \alpha}{180} \right\}^{1/2} \right] \times \cos\left(\frac{\pi \alpha}{180}\right) \\ = \left[R - \frac{k}{\sqrt{V_g}} \cdot \left\{ a + \left(R - \frac{L}{2} \right) \cdot \frac{\pi \beta}{180} \right\}^{1/2} \right] \times \cos\left(\frac{\pi \beta}{180}\right) \dots\dots\dots (3)$$

B 点に関する铸片傾斜角 (φ) と x 座標との関係は(4)式で表現される。

$$\varphi = \left\{ \text{Arccos} \left(\frac{-x_0}{R-L/2} \right) \right\} \cdot \frac{180}{\pi} \dots\dots\dots (4)$$

鑄片中心線に沿った湯面からの距離 (s) は独立変数であり、鑄片傾斜角との間に次の(5)式の関係がある。

$$s = a + (R-L/2) \cdot (\pi\varphi/180) \dots\dots\dots (5)$$

なお、凝固の放物線則、 $t = s/V_g$ の関係および(5)式から、鑄片がB点に達した時点における凝固殻の厚さは鑄片傾斜角の関数として(6)式で与えられる。

$$d(\varphi) = (k/\sqrt{V_g}) \cdot [a + (R-L/2) \cdot (\pi\varphi/180)]^{1/2} \dots\dots\dots (6)$$

上述の(1)~(5)式を用いて、上面側凝固前面から沈降結晶が堆積し始める下面側凝固前面までの垂直距離 ($\Delta y = y_0 - y_u$) を距離 s ないしは鑄片傾斜角の関数として求めることができる。鑄片傾斜角は沈降結晶の堆積開始位置を決める重要な変数であり、鑄型の垂直部直下から鑄片の曲率半径が一定である領域に限れば、(5)式を変形した(7)式を使つて算出できる。

$$\varphi = (180/\pi) \cdot (s-a)/(R-L/2) \dots\dots\dots (7)$$

実際の連鋳機における鑄片傾斜角 (φ) と鑄片中心線に沿った湯面からの距離 (s) との関係を Fig. 2 に示す。ここでは、初期半径が小さな2種類の多点曲げ型連鋳機 ($R=3.9$ および 5.0 m)、および、比較のために、最近の円弧型連鋳機 ($R=10.5$ m) の場合を例にとつてある。図中の各直線部は(7)式に基づいて算出することができ、湯面から鑄型の水平中心面までの距離として $a=0.3$ m を採用した。また、初期半径が $R=3.9$ m の連鋳機における矯正点の位置を Fig. 2 の上に示した。同図から、連鋳機の半径が小さい場合、鉛直線に対する鑄片傾斜角が湯面からの距離の増加に伴つて急速に大きくなるのがわかる。そのため、このような場合には、下面側凝固前面への沈降結晶の堆積が早い時点すなわち湯面から比較的短い距離で起こり、それと同時に下面側凝固前面はもはや浮遊結晶の生成場所にはなり得ないと考えられる。

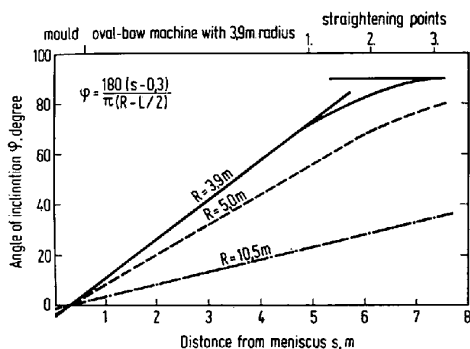


Fig. 2. Angle of strand inclination relative to the vertical in bow-type casters of varying radii.

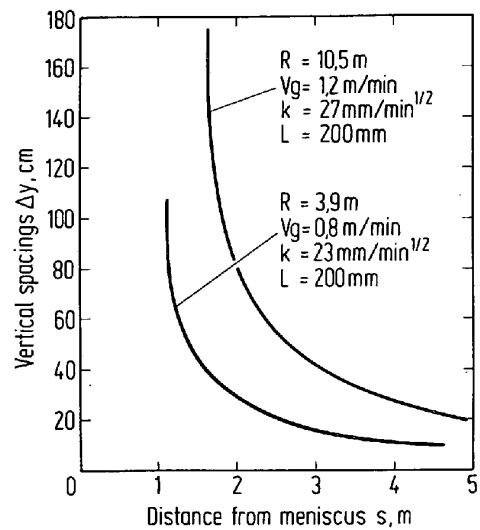


Fig. 3. Vertical spacings between solidification fronts on bow-type casters at varying plant radii, casting speeds and cooling rates.

上述した結果は幾何学的考察のみから得られたものであり、さらに検討する必要がある。半径がおのおの 3.9 および 10.5 m である湾曲型連鋳機に関し、上下面側凝固前面間の垂直距離の推算結果を Fig. 3 に示す。なお、計算条件は図中に示したとおりで実操業での値を採用したが、本計算では連鋳機の半径 (R) はおのおの一定とした。一般に、大きな半径を有する最近の円弧型連鋳機は高速鋳造用に設計されており、溶鋼プールが深くなる傾向にあるが、Fig. 3 の結果からわかるように、連鋳機の半径による凝固前面間垂直距離の本質的な差異は湯面から短区間においてのみ現れ、その後湯面からの距離の増加に伴つて垂直距離は互いに漸近する。それ故、湯面から最初の数mの区間における結晶の沈降堆積機構が、鑄片内に堆積した粒状晶帯の位置や厚さを決めるものと考えられる。

4. 粒状晶堆積層の位置と厚さ

ここでは、前章で述べた理論解析の結果を確かめる目的で、半径がおのおの 3.9 および 10.5 m の湾曲型スラブ連鋳機を使つた実験の結果に基づき、堆積して生じた粒状晶帯の鑄片内における位置や厚さ、およびその組織形態を検討する。

沈降結晶の量が鋳造中の溶鋼過熱度に依存することは一般に知られており²⁾、タンディッシュと鑄型内における溶鋼の連続测温から、溶鋼が鑄型内に存在する間に過熱が急速に除去されることがわかる。本研究では多数の連続测温を行つたが、その結果を Fig. 4 に示す。鑄型内溶鋼温度は注入流衝突位置下部の狭面側鑄型壁付近で測定した。Fig. 4 において、タンディッシュ内の溶鋼過熱

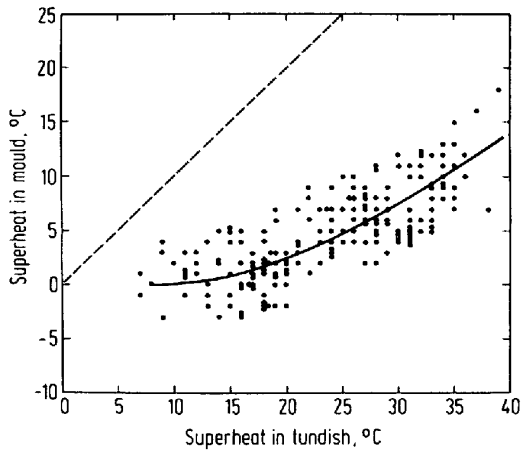


Fig. 4. Superheat reduction of melt between tundish and mould, measured near narrow face.

度が比較的小さい場合、鑄型内温度はタンディシュ内の溶鋼過熱度にはほぼ無関係にごく短時間で液相線温度近くまで常に低下するように見える。このことは、タンディシュ内溶鋼過熱度の変化に伴って凝固組織が系統的に変化するという後述の実験結果と相反するものである。なお、後述するように、タンディシュ内溶鋼過熱度は凝固組織との関連において最も重要な操業変数である^{2)~9)}。

半径 $R=5.0\text{ m}$ の湾曲型連鑄機で鑄造したスラブ鑄片の凝固組織を系統的に調査した。使用した鋼種は Al-キルド鋼 (0.10% C, 1.50% Mn) で、鑄造速度は $V_g=1.0\text{ m/min}$ である。タンディシュ内に冷却用の小径スクラップを規定量投入することにより、低温鑄造条件を再現性よく設定した。本実験で得られたスラブ厚さに対する粒状等軸晶帯厚さの割合を Fig. 5 に示す。同図から、過熱度の低下に伴い鑄造温度がある値 (本論文では、これを遷移温度と呼ぶ。) より低くなつて初めて粒状晶の形成が急に始まることわかる³⁾⁴⁾。この遷移温度は液相線温度より 13°C ほど高い。堆積して生じた粒

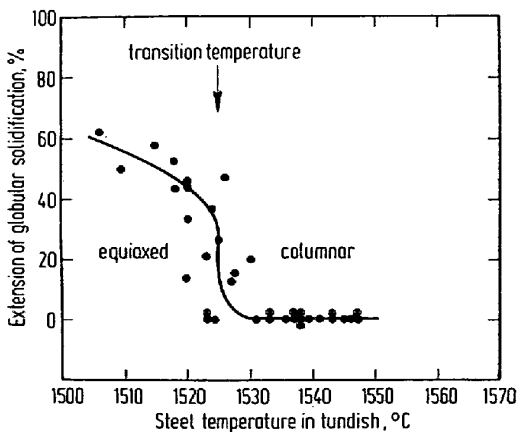


Fig. 5. Solidification structure as a function of casting temperature.

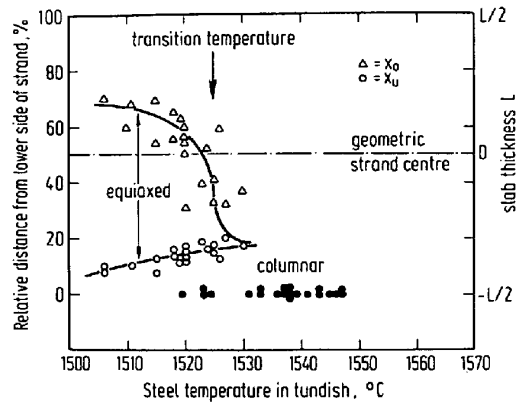


Fig. 6. Location and expansion of globular solidification zone as a function of casting temperature. (x_0 =upper and x_u =lower limitation of globular piling)

状等軸晶帯の鑄片断面内における相対位置を Fig. 6 に示す。すなわち、同図はタンディシュ内溶鋼温度の変動に伴う粒状等軸晶帯の上面側および下面側境界位置の変化を示したものであるが、等軸晶帯の中心位置は鑄片の幾何学的中心線に一致せず、実質的にスラブの下面側へ移動している^{7)10)~13)}。

上述の実験において、タンディシュ内溶鋼温度を低減するために溶鋼とほぼ同組成のスクラップの投入を行ったが、スクラップ片の形状は厚さ 10~50 mm、幅 20~50 mm および長さ 100~200 mm で、未溶解のままタンディシュの底に堆積増加しないように投入量を規制して定常的な溶解に留意した。得られた鑄片内にスクラップの未溶解部分は認められず、鑄片内部性状が健全なものであつたことから、スクラップはタンディシュ内ですべて溶解したと推察される。したがって、本実験条件下でのスクラップ投入は単にタンディシュ内溶鋼温度を低減する効果しかないと考えられるが、タンディシュ内溶鋼温度が液相線温度に極めて近い場合、未溶解スクラップが溶鋼内の浮遊結晶の量に及ぼす効果については今後の定量的検討が必要と思われる。

粒状晶の堆積層が鑄造組織の中に突然現れたり消えたりする狭い遷移温度領域が存在するが、これは結晶の沈降堆積現象を理解する際に重要である。最小半径 ($R=3.9\text{ m}$) の連鑄機で鑄造したスラブ鑄片の下面側断面における凝固組織を Photo. 2 に示す。この組織写真から遷移温度領域における組織形成の様子が明らかになる。すなわち、この写真の上部において細い折れ線状のものが左右に通っているが、これは上下面側から進行してきた凝固の完了位置を示し、鑄片中心線にはほぼ一致する。下面側から上面側へ進行する結晶堆積領域の拡大は中心線に到達する前で明らかに止まつており、その後中心線

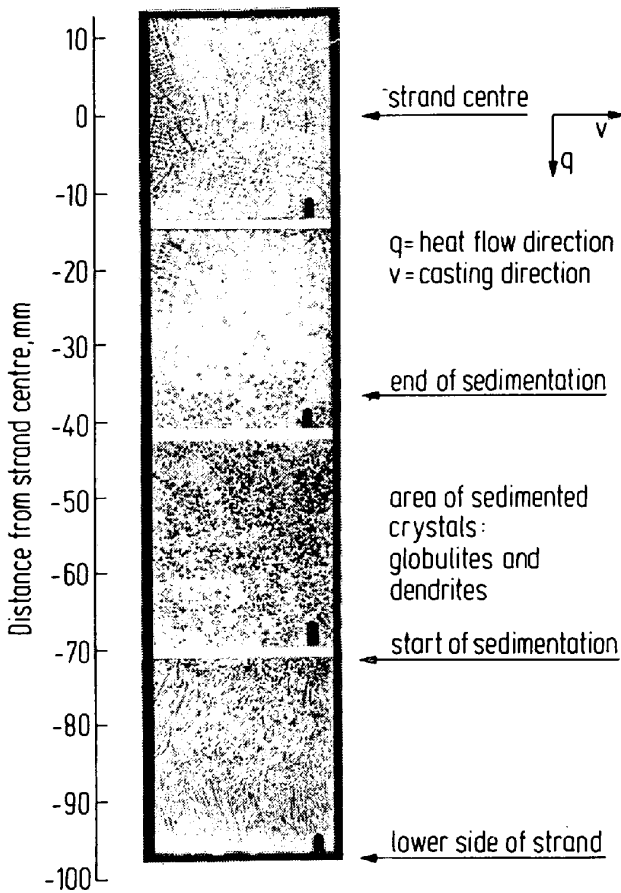


Photo. 2. Solidification structure in lower half of a strand slab when casting at "transition temperature".

まで柱状晶凝固が生じている。したがって、浮遊結晶の生成と沈降堆積は、時間的にも場所的にも鋳片の凝固が完了する以前に終了する。Fig. 6 からわかるように、遷移領域においては、鋳造温度のわずかな上昇によつて粒状晶の量が減少し、これに伴い堆積層の上面側境界は下面側へ移動する。一方、下面側境界は変化せずほぼ定位置に留まる。結晶沈降は鋳造温度が高いほど早い時期に終わるようである。

沈降結晶が下面側凝固前面に堆積し始める位置やそこでの凝固殻の厚さは、主として、幾何学的因子である鋳片傾斜角によつて決まる。このことは、実操業に即した鋳造速度と冷却速度の条件下で、種々の湾曲型連鋳機を使ったスラブ鋳片の鋳造実験によつて確かめられた。下面側鋳片表面から堆積層下面側境界までの距離は連鋳機の半径に依存しており、 $R=3.9, 5.0$ および 10.5 m の各半径に対して、おのおの、26, 32, 45 mm で、これに対応する鋳片傾斜角は各半径の場合ともおよそ 16° であつた。

5. 粒状晶堆積層の組織構造

スラブ鋳片下面側における粒状晶堆積層の組織形態の調査から、堆積した粒状晶の平均粒子分率（ここで、粒子分率とは鋳片単位体積中の粒状晶の体積割合を意味する。）が堆積層厚さの増加に伴つて大きくなること、および、粒状晶の局所的な粒子分率は堆積層内において下面側から上面側へ行くに従つて増加することがわかつた。Photo. 2 に示されるような平坦で薄い堆積層においては、粒状晶は常に粗に充填されている。遷移温度付近の条件下では、堆積層の下面側境界で数個の等軸デンドライトが柱状晶組織内に分散した状態になつており、そこから沈降結晶の堆積が始まつているように見える。一方、堆積層の上面側境界が鋳片中心線に近づいたり、中心線を越えるほど堆積層が厚い場合には、粒状晶は常に密に充填されている。

堆積層内における組織形態の位置的变化を確かめるため、熱流の向きに平行ないしは垂直な断面の組織写真を使い、Photo. 2 のスラブ鋳片の凝固組織を調査した。鋳片断面内各位置におけるデンドライトの1次および2次アーム間隔の実測値を Fig. 7 に示す。この図における傾向は他の研究者^{3)10)11)14)~17)}の実測結果とよく一致する。結晶堆積現象は、沈降中のデンドライトが堆積層

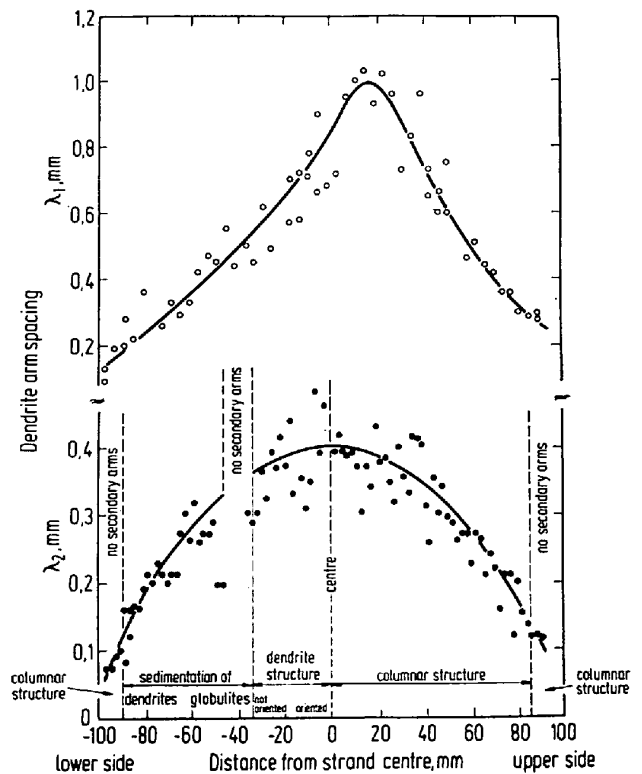


Fig. 7 Change of primary and secondary dendrite arm spacings in a strand slab cast at low temperature.

の下面側境界で堆積することによって始まり、上面側境界における粒状晶の堆積をもつて終了する。堆積層内の粒状晶間隙で成長する二次アームは堆積層の上面側境界付近には存在しない。これらのことから、堆積層内上部の結晶は、成長粗大化するのに十分な時間の間残溶鋼に取り囲まれていたと推察される。

柱状晶帯の発達が発晶の堆積によって阻止され、沈降結晶クラスターの充填が粗になると、結晶堆積層内に有限の間隙が生じる¹⁸⁾。Photo. 3 は堆積層内の沈降結晶間隙にデンドライトが成長しているよい例である。この組織写真はオーステナイト系ステンレス鋼の丸形鋳片の中心部分のものである。同写真において、初晶として凝固した δ 鉄が粒状晶の形で堆積したと考えられるが、粒状晶内における結晶成長方向はランダムである。しかし、このランダムな成長方向にもかかわらず、堆積した粒状晶間の間隙では凝固の進行に伴って方向性のあるデンドライト成長が起こっている。Photo. 3 の組織を構成する粒状晶とその間隙のデンドライトの成長方向は互いに無関係であり、放射状の熱流の向きが間隙におけるデンドライトの成長方向を支配している。なお、堆積層内における粒状晶の体積分率ないしは層の固相率が小さ

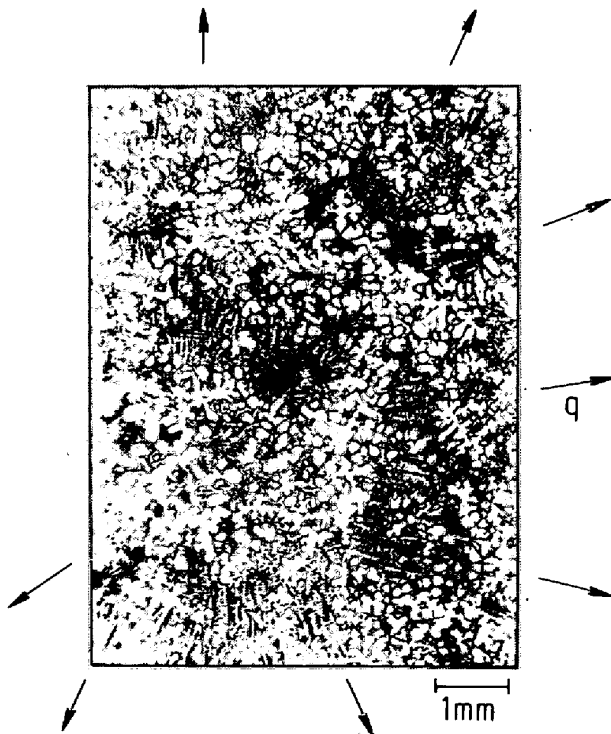


Photo. 3. Primary solidification structure in the centre of an austenitic round. Microsection perpendicular to casting direction and in parallel with heat flow. Piling of globular delta ferrite crystals and directional dendritic residual solidification in the voids. The arrows designate heat flow and direction of growth of the interglobular dendrites.

いため、粒状晶の界面は凝固期間中不安定であつたと思われる²³⁾。粒状晶間隙で融体はおそらく直接オーステナイトとして凝固し、融体に囲まれた δ -粒状晶は δ - γ 変態の核生成抑制のために後になつて初めて γ 相に変化したものと考えられる。

6. 溶質元素の分布

鋳片内の溶質分布は凝固速度や残溶鋼の流動および凝固組織の形成などに依存する^{3)5)10)11)17)~22)}。本研究では、典型的な鋳造組織を有するスラブ鋳片内の溶質分布を、分光分析に基づき種々調査した。

高温鋳造で得られたスラブ鋳片の厚さ方向の炭素濃度分布を、参考のために Fig. 8 に示す。この条件下では、凝固組織は鋳片断面全域にわたって柱状晶である。同図において、炭素濃度は鋳片表皮部より鋳片中心部直前まで一定であるが、サクションによる残溶鋼の流動のため中心部で濃度が減少している⁶⁾¹¹⁾²⁴⁾²⁵⁾。なお、中心偏析の代表値を統計的に求めるには、鋳片断面内における多数の分析点ときわめて小さな分析試料の採取が必要となる。本研究では、採用した分光分析によつて正偏析の代表値を決めることが困難であつたため、Fig. 8 と後述する Fig. 9 と 10 の鋳片中心部にはこの正偏析値をプロットせず空白のまま残してある。

Photo. 2 に示されるように、鋳造温度を下げると遷移温度で鋳造すると、鋳片中心部はまだ柱状晶凝固をしているが、鋳片下面側に粒状等軸晶帯が形成される。この場合の濃度分布の実測値を Fig. 9 に示す。同図より、炭素濃度が2つの領域で減少していることがわかる。

さらに鋳造温度を下げると、粒状晶領域は鋳片中心まで広がる。この場合の炭素濃度分布の分析結果を Fig.

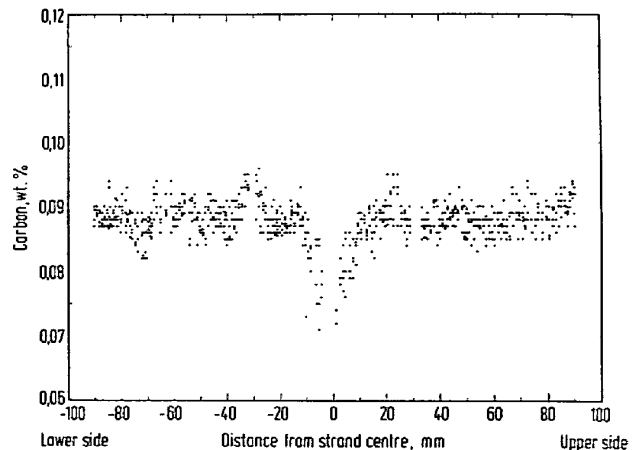


Fig. 8. Concentration profile of carbon in a strand slab of all-columnar solidification structure. (casting temperature > "transition temperature")

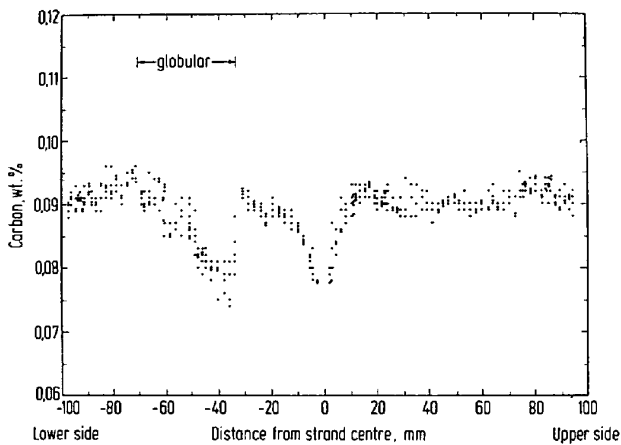


Fig. 9 Concentration profile of carbon in a strand slab of partly globular and partly columnar solidification structure. (casting temperature="transition temperature")

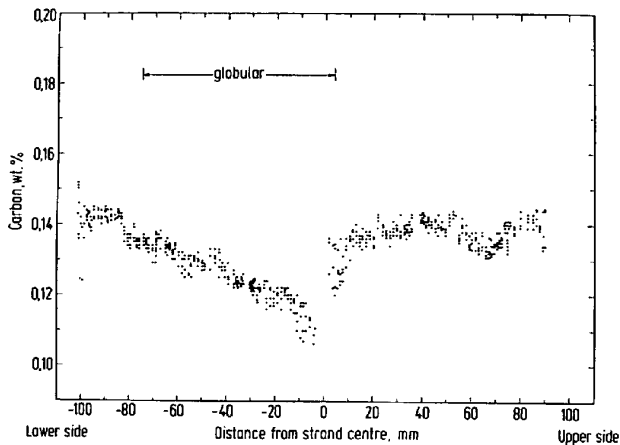


Fig. 10. Concentration profile of carbon in a strand slab of partly globular and partly columnar solidification structure. (casting temperature < "transition temperature")

10 に示す。同図の濃度分布には結晶の堆積とサクション流れの効果が重なって現れている。堆積結晶の局所的な粒子分率は鋳片下面側から上面側へ向かって増加するが、これに応じて、堆積層内の炭素濃度は鋳片中心に向かって減少する。堆積層の上面側境界より上部は柱状晶凝固領域であるため、この境界で濃度が急に増加することになる。Fig. 9 と 10 の炭素濃度分布は粒状等軸晶帯を有するスラブ鋳片に対して典型的なものであり、結晶の沈降堆積機構の明白な証拠であると考えられる²⁶⁾。

7. 遷移現象としての結晶生成と沈降堆積

本研究の結果は、連続鋳造における粒状晶凝固組織の形成機構のより詳しい解明に役立つものと考えられる。最も重要な結果として、浮遊結晶の生成は時間と位置に依存する現象であり、いわば、限定時間内に生起する遷

移現象であることがわかった。結晶生成と沈降堆積は凝固殻が成長し始める湯面から数mの範囲内でしか起こらないため、溶鋼過熱度の低減は粒状等軸晶帯の拡大にとって必要条件であるが十分条件ではない。すなわち、いつたん起こり始めた結晶生成と沈降堆積は鋳片の凝固完了前のある時期に終了し、この時期までしか浮遊結晶の生成が起こらない。したがって、結晶生成と沈降堆積は定まった時間と位置で終わるが、結晶が沈降し始める領域は湯面から結晶生成が終了する位置までであり、溶鋼過熱度に依存する。溶鋼の過熱度が大きく、上述したような溶鋼プール上部における浮遊結晶の生成を活用できない場合には、電磁攪拌のように、外部からの強力な溶鋼攪拌によつて粒状晶又は等軸デンドライト組織を得ることが可能である。

柱状晶凝固とか等軸晶凝固にかかわらず、任意速度の凝固は基本的には熱移動の問題と考えられる^{18) 27) 28)}。鋳片表面からの抜熱は鋳片内溶鋼過熱度の低減、凝固殻の発達、等軸晶凝固を促進し、特に過熱度の低減は粒状晶の生成に有効である。鋳片上下面側の凝固前面間において結晶の沈降堆積による熱移動が生じるが、この熱移動に伴う鋳片内最終凝固位置の変動は、柱状晶凝固した鋳片の場合と比較すると、特定冷却速度の条件下でごくわずかしか認められない。浮遊結晶の発生源である上面側凝固殻がある程度薄い場合には、凝固前面における潜熱発生との寄与の方がかなり大きいので、結晶の沈降堆積による残溶鋼内部の熱移動が凝固殻の発達に及ぼす効果は極めて小さいと考えられる。

文 献

- 1) 鈴木 章, 中村実人, 坂本敏正: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 802, p. 808
- 2) T. KAWAWA: Preprints of The 2nd Japan-Germany Seminar, (1976), p. 167 [ISIJ]
- 3) T. NOZAKI, T. MORI, and M. KAWAHARA: Ironmaking Steelmaking, 4 (1977), p. 355
- 4) P. STADLER, K. HAGEN, P. HAMMERSCHMID, and K. SCHWERDTFEGER: Preprints of The 4th Japan-Germany Seminar, (1980), p. 201 [ISIJ]
- 5) 高石昭吾, 小舞忠信, 野呂克彦, 秋田靖博: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 915
- 6) 根本秀太郎: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 755
- 7) 川和高穂, 佐藤秀樹, 宮原 忍, 小谷野敬之, 根本秀太郎: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 486
- 8) 飯田義治, 大西正之, 上田徹雄, 岡野忍, 新庄豊: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1269
- 9) 氏家義太郎, 前出弘文, 伊藤幸良, 萩林成章, 関博, 和田 要, 伊藤裕雄: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1297
- 10) 石黒守幸, 川上公成, 伊藤雅治, 三好俊吉: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 885
- 11) 熊井 浩, 浅野鋼一, 大橋徹郎, 野村悦夫, 藤井博務: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 894

- 12) F. WEINBERG: *Solidification and Casting of Metals*, (1979), p. 235 [The Metals Society, London]
- 13) M. H. BURDEN, G. D. FUNNELL, A. G. WHITAKER, and J. M. YOUNG: 同上, p. 279 [The Metals Society, London]
- 14) 川和高穂, 佐藤秀樹, 宮原 忍, 小谷野敬之, 根本秀太郎: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 206
- 15) 鈴木 章: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 774
- 16) T. ARAKI and K. GUNJI: *Preprints of The 2nd Japan-Germany Seminar*, (1976), p. 91 [ISIJ]
- 17) 佐々木寛太郎, 杉谷泰夫, 石村 進: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 43
- 18) G. EBNETH, W. HAUMANN, K. RÜTTIGER, and F. OETERS: *Arch. Eisenhüttenw.*, 45 (1974), p. 353
- 19) Y. K. CHUANG and K. SCHWERDTFEGER: *Arch. Eisenhüttenw.*, 46 (1975), p. 303
- 20) E. SCHÜRMAN: *Z. Metallk.*, 68 (1977), p. 602
- 21) E. SCHÜRMAN, H. LITERSCHIEDT, and K. P. MOHR: *Thyssen Techn. Bericht*, 8 (1976), p. 15
- 22) H. JACOBI and K. WÜNNENBERG: *Stahl u. Eisen*, 97 (1977), p. 1075
- 23) T. Z. KATTAMIS: *J. Crystal Growth*, 18 (1973), p. 45
- 24) K. SCHWERDTFEGER: *Stahl u. Eisen*, 98 (1978), p. 225
- 25) F. OETERS and M. SEIDLER: *Arch. Eisenhüttenw.*, 48 (1977), p. 481
- 26) A. OHNO and T. MOTEGI: *AFS Cast Metals Research J.*, (1975), p. 45
- 27) 大井 浩, 松野淳一: 鉄と鋼, 60 (1974), p.807
- 28) K. MIYAZAWA and I. MUCHI: *Trans. ISIJ*, 15 (1975), p. 37