

討6 連続鋳造スラブの凝固速度と凝固組織について

日本鋼管技術研究所 工博の川和 高徳

永岡 典義

工博 根本秀太郎

§ 1 緒 言

連続鋳造スラブの凝固過程は大別して、鋳型内における凝固と2次冷却帯における凝固とに分けられるが、共に操業的な面とスラブの品質という面とから両者をコントロールする必要がある。操業的な立場からは、例へば2次冷却帯の水量は多い方がサポートロール、ガイドロールの磨耗、溶損等が少いため望ましい。よつて凝固速度を大きくする結果になる。しかしスラブの表面性状、あるいは凝固組織の面からは鋳型、および2次冷却帯の水量は可能なかぎり少なくするのが望ましい。したがつて凝固速度と凝固組織を切りはなして別々に論じても操業上有益な情報は得られない。そこで本報告では当社で製造している連続鋳造スラブがどの程度の凝固速度で凝固し、どの様な鋳造組織を有しているかを述べ、凝固速度と、与えられた条件では凝固速度によつて一義的に決定される凝固組織との関連を、凝固に関する代表的な理論との関連において考察して見た。

§ 2 凝固速度について

よく知られている通り凝固速度の解析は熱伝導方程式を微分形式にして電子計算機により計算する方法と積分形式で解析的に計算する方法とがある。前者は正確であるが条件の変化による結果の見通しが得られにくく、後者は若干正確さを欠くが現場の操業管理という点からは便利である。以下積分法を用いて解析を行なつて見た。解析に当つて次の仮定を設けた。(1)未凝固の溶鋼温度は凝固温度 t_m である。当社ではサブマージドノズルを使用し、タンデツシュからの溶鋼は未凝固相内に深く流入させるためタンデツシュ内の過熱度が20~30℃の場合鋳型内の湯面近傍でも過熱度は5℃程度である。(2)鋳型内および2次冷却帯でのスラブ表面温度はおのおの t_c, t_s で一定とする。(3)凝固層内で鋳造方向の熱伝導は無視する。これらの仮定については後に検討するとして解析を進める。

$$\frac{\partial t}{\partial z} = \alpha \frac{\partial^2 t}{\partial x^2} \dots \dots \dots (1)$$

記号 t ; 温度(℃), z ; 時間(sec), α ; 温度拡散係

数(= $k/C_p \cdot \rho$), k ; 鋼の熱伝導度(0.71cal·cm⁻¹·sec⁻¹·℃⁻¹)

C_p ; 鋼の比熱(0.16cal·gr⁻¹·℃⁻¹), ρ ; 鋼の密度(7.0gr·cm⁻³)

スラブの厚みを2D(200cm)とし、無次元変換を行なう。 $\phi=(t-t_c)/(t_m-t_c)$,

$X=x/D, H=az/D^2$ とおけば(1)式は(2)式に変換できる。

$$\frac{\partial \phi}{\partial H} = \frac{\partial^2 \phi}{\partial X^2} \dots \dots \dots (2)$$

鋳型内での境界条件は

$$H=0, X_i=0; H>0, X=0, \phi=0;$$

$$H>0, X=X_i, \phi=\phi_m;$$

$$H>0, (\partial \phi / \partial X)_{X=X_i} = S (dX_i / dH);$$

ただし $S=(\lambda/C_p)/(t_m-t_c)$,

λ ; 鋼の凝固潜熱(64cal·gr⁻¹)

上記条件で(2)式をとけば、 $X_i=2\beta\sqrt{H} \dots \dots (3)$

よつて鋳型出口での凝固厚み $X_{i,1}$ は

$$X_{i,1}=2\beta\sqrt{H_1} \dots \dots (4)$$

ここで β は(5)式の解である。

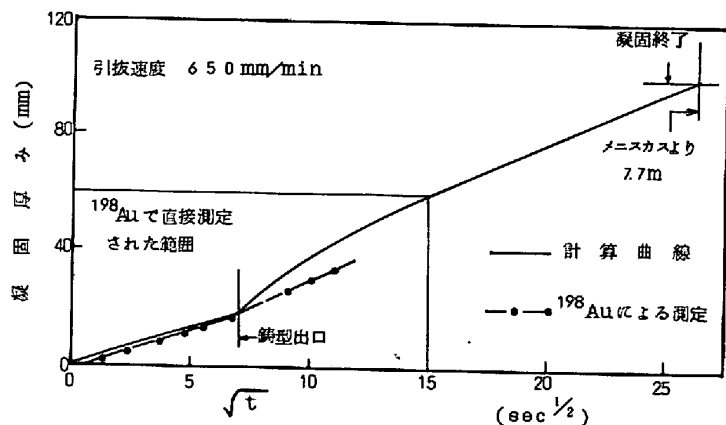


図1 計算値と¹⁹⁸Auによる凝固厚み測定値の比較

$$\phi_m \cdot \exp(-\beta^2) = \sqrt{\pi} \cdot \beta \cdot S \cdot \text{erf} \beta \dots\dots (5)$$

2次冷却帯については

$$H=H_1, X=X_{i,1};$$

$$H>H_1, X=0, \phi=\phi_s;$$

$$H>H_1, X=X_i, \phi=\phi_m;$$

$$(\partial\phi/\partial X)_{x=x_i} = S(dx_i/dH),$$

なお $\phi_s = (t_s - t_c) / (t_m - t_c)$ 。

この境界条件で(2)式を解き、森山、鞭ら⁽¹⁾は(6)、

(7)式を与えている。

$$X_i - X_{i,1} = 2r\sqrt{H - H_1} \dots\dots (6)$$

ここで r は(7)式の解である。

$$\left[\left(\frac{1}{\text{erf} r + 1} \right) + \frac{1}{\text{erf} r + \text{erf} [r X_{i,1} / (1 - X_{i,1})]} \right] \exp(-r^2) = 2\sqrt{\pi} S r / (\phi_m - \phi_s) \dots\dots (7)$$

(5)式の β は $P_1 \equiv \sqrt{\pi} S / \phi_m$ と β との関係、(7)式の r は $P_2 \equiv 2\sqrt{\pi} S / (\phi_m - \phi_s)$ と r との関係から与えられる⁽¹⁾ので、 β, r は計算できる。ここで $t_m = 1500^\circ\text{C}, t_c = 1200^\circ\text{C}$ とすれば鑄型内での凝固速度は

$$X = 0.25\sqrt{t} \text{ (cm, sec)} \dots\dots (8), \text{ 2次冷却帯での凝固速度は } t_s = 700^\circ\text{C} \text{ の場合 } X = 1.8 + 0.32\sqrt{t - 55} \text{ (cm, Sec)}$$

$\dots\dots (9)$ 。(8)、(9)式の結果と鑄型内へ¹⁹⁸Auを添加して凝固厚みを直接測定した結果⁽²⁾とを図1に示した。鑄型内での凝固速度は(9)式とよく一致している。図2には(1)式を差分形式とし、電子計算機でスラブ表面温度およびスラブ中心の温度変化を計算した結果を示した。この結果およびA. Mizikar⁽³⁾の計算例から $t_c = 1200^\circ\text{C}$ と云う仮定はほぼ妥当なものである。2次冷却帯での凝固速度については若干差がある。その理由としては(9)式では2次冷却帯全体にわたって $t_s = 700^\circ\text{C}$ と仮定しているからである。スラブ表面温度 $t_s = 700^\circ\text{C}$ は、図2、A. Mizikar⁽³⁾の計算例、および現場操業の観察から妥当な値である。(9)式でクレーター深さを計算すると、77mとなり、一方タングステン（注）の小球を鑄型より落下させて、クレーター先端に到達させ、クレーター深さを実測した結果7.5 m⁽⁴⁾が得られ、計算と実測値は一致した。この様な計算方式は若干精度を欠くが、スラブの表面温度からクレーター深さを推定する場合には便利である。

§3 凝固組織

上記の凝固速度で得られたスラブの凝固組織は外周から15~20mmのチル晶、続いて柱状晶、中心部には等軸晶がある。チル晶部はその厚みから§2で述べた通り、鑄型内で凝固した部分に相当する。チル晶に続く柱状晶は図3に示す通り、ストランドの円弧内面(上面)側と外面(下面)側とで長さが異なり、下面側の柱状晶長さ(スラブ表面より柱状晶先端までの距離)は短い。図3は鑄造初期から末期にかけて、ストランド表面から柱状晶先端までの距離を示してある。上下面の柱状晶長さに差があるのは一般鋼塊の沈澱晶と同しく溶断、あるいは未凝固相内で生成したデンドライトが下面側の凝固面に沈積したためと考えられる。次にTop側で鑄造末期になるとタンデツシュ内の溶鋼温度が低くなるためと考えられる。図4にはタンデツシュ内過熱度と鑄型内の過熱度との関係を示したが、一般に鑄造末期では鑄型内の溶鋼温度は液相線以下となっており、これが図3に示した様に鑄造末期の等軸晶の発達の原因となつておると考えられる。従来から柱状晶、あるいは等軸晶の生成機構について多くの説がある。合金の融体から固体が成長する場合、その成長形態が G/V (G ; 界面前方の液相中の温度勾配, V ; 固相の成長速度)に依存する⁽⁵⁾⁽⁶⁾⁽⁷⁾から、组成的過冷の大きさによつて鑄造組織が決定されるとされている

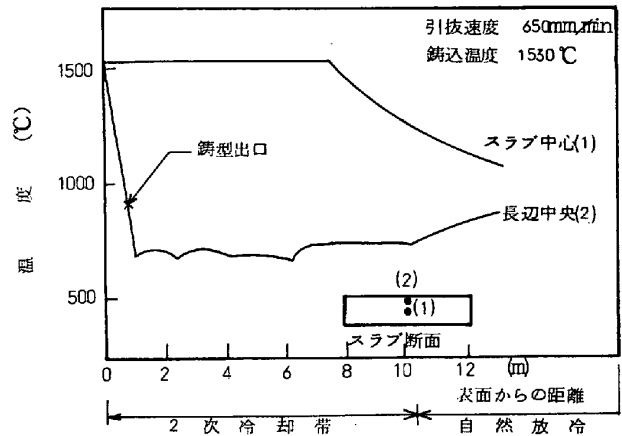


図2 連鑄鋼片温度変化

最近鈴木ら⁽⁸⁾は G/V によつて構造組織が異なり、 G/V が小さな値をとる場合に実用鋼で見られるデンドライトが生成するとしているが、デンドライトの2次アーム間隔は組成的過冷説では説明が困難であると述べている⁽⁹⁾さて合金の凝固界面を図5の通り想定して見る。 δ は鈴木等⁽⁹⁾の実験から1~10mm程度である。 δ を固液界面の境界層と考えれば満尾⁽¹⁰⁾等の計算から4~10mmと考えられる。一方液相温度 t_l と固相温度 t_s の差は $C=0.14\%$ の場合約 36° である。よつて温度勾配 G は $\delta=0.5$ cmの場合 $72^\circ\text{C}/\text{cm}$ となるところで§2で2次冷却帯における凝固厚みを計算する際に得られた温度分布式(10)より、2次冷却帯に

$$\phi = \phi_m - (1/2)(\phi_m - \phi_s) \left[\frac{1}{1 + \text{erf} \gamma} + \frac{1}{\text{erf} \gamma + \text{erf} \left(\frac{\gamma x_{i,1}}{1 - x_{i,1}} \right)} \right] \cdot \left[\text{erf} \gamma - \text{erf} \left(\frac{X - x_{i,1}}{2\sqrt{H - H_1}} \right) \right] \dots\dots\dots (10)$$

における凝固界面での温度勾配 $(\partial\phi/\partial X)_{x=x_1}$ を計算し図6にこれを示した。この値は図5で想定した凝固界面の温度勾配とほぼ同程度あり、図5の凝固形式に大きな誤まりはないであろう。この様な凝固形式ではデンドライトが成長する機構は固液共存領域で界面を減少させようとして粗大化すると考えれば十分であろう⁽¹¹⁾ また鋼種が定まれば、 t_l と ϕ が決まり、凝固の形式(攪拌等)が与えられれば δ も決まるから、特定の条件では $G=R \cdot V$ となる。よつて凝固組織は界面における温度勾配と凝固速度が支配的因子と考えられる。鋳造末期のスラブに等軸晶が多くなるのは図5でバルク内の溶鋼温度 t_m が t_l より下るため、未凝固相内に多数の浮遊したデンドライトが生成し、これが等軸晶として出現する。一方鋳造中期においては、凝固終了時点近くまで未凝固のバルク温度 $t_m \geq t_l$ なる条件があるため、等軸晶が少ないと考えられる。凝固の進行と共に界面の温度勾配は小さくなるのは液相線と固相線の距り δ が大きくなるからと考えればよい。鋳造中期のスラブにも図3に示す様に40~50mmの等軸晶が存在しているが、この等軸晶の生成原因については、上部方向からのshowering⁽¹²⁾、チル晶で生成した核の生成⁽¹³⁾、あるいは液相中における温度のfluctuationによつてデンドライトが溶断されること⁽¹⁴⁾等が考えら

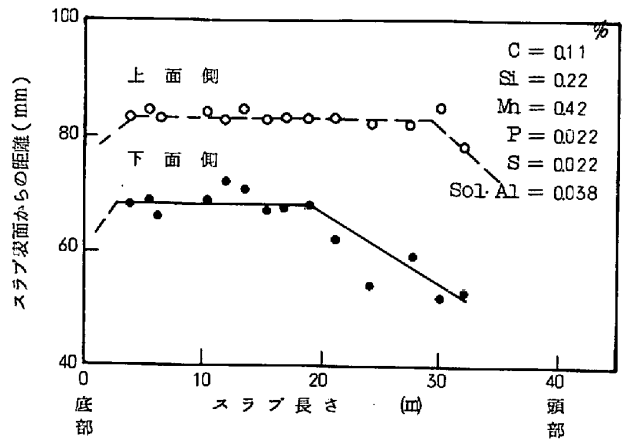


図3 上面および下面から柱状晶先端までの距離

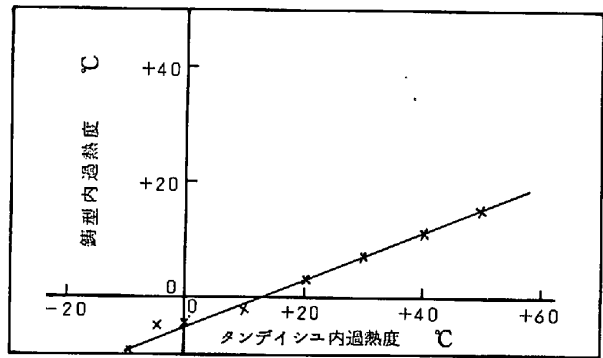


図4 タンデيشュ内過熱度と鋳型内過熱度との関係

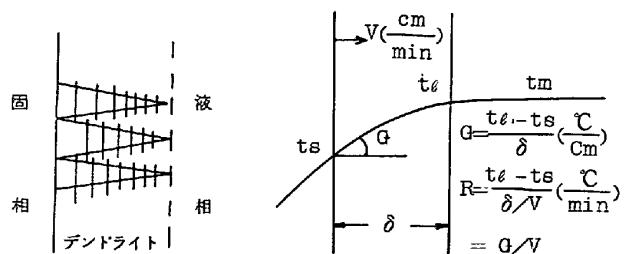


図5 凝固過程のモデル

れるが、定かではない。最近鈴木ら⁽¹⁵⁾は 300 中連鋳ブルームの鑄造組織を報告しているが、デンドライトの 2 次アーム間隔は鑄片の外周から中心に向つて一つの曲線で増加している。このことは、かなりはなれた場所で生成したデンドライトの小片が中心部に沈積したと考えるよりも、凝固速度の小さい場所で、ゆつくり生成した大きなデンドライトはそれだけ溶質の排出量が大きく、樹枝状晶間の平衡凝固温度を低下させて、界面から成長したデンドライトが溶断された⁽¹⁶⁾と考える方が自然であるが、異論の多いところであろう。この場合には濃度境界層が 10^{-3} Cm の Order であることも問題はない。

§ 4. 結 言

広巾連続鑄造スラブの凝固組織を考察するに際して、まず凝固組織を一義的に決定している凝固速度を解析し、これをアイトープによる凝固厚み測定によつて裏付けた。次にスラブの鑄造組織と鑄造温度との関連を考察した。更にスラブの凝固界面における温度勾配の計算結果を基礎に、凝固過程の形式を想定し、考察を進め、組成的過冷説によらなくてもデンドライトの成長は説明できた。濃度境界層の厚みと温度境界層の厚みには大きな差があるため組成的過冷説には問題がある。最後に等軸晶の生成機構について若干の考察を加えた。

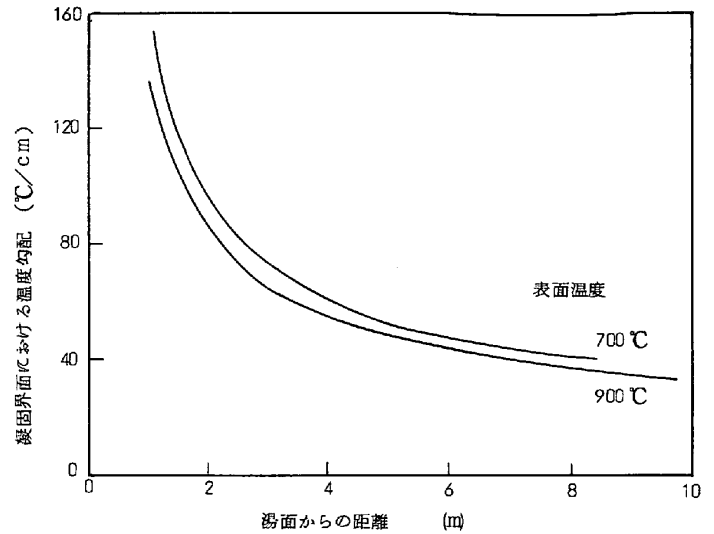


図 6 凝固界面における温度勾配の変化

文 献

- (1) 森山, 輿: 鉄と鋼, 54(1968)P1127/1134
- (2) 永岡, 他: 鉄と鋼, 55(1969), S109
- (3) E. A. Mizikar: Trans. A. I. M. E., 293(1967)P. 1747/1754
- (4) 永岡, 他: 鉄と鋼, 55(1969), S497
- (5) W. A. Tiller, K. A. Jackson, J. W. Rutter, and B. Chalmers, Acta Met: 1(1953), P. 428
- (6) G. J. Davis: ISI Pub, 110, (1968), P. 66,
- (7) J. O. Coulthard and R. Elliott: ISI Pub, 110(1968), P. 61
- (8) 鈴木: 鉄と鋼. 55(1969), S720/723
- (9) 鈴木, 鈴木, 長岡, 岩田: 日本金属学会誌, 32(1968), P1301/1305
- (10) 満尾, 他: 鉄と鋼, 55(1969), S728
- (11) T. Z. Kattamis, J. C. Couglin and M. C. Flemings: Trans. AIME, 239(1957), P1504
- (12) R. T. Southin: Trans. AIME, 239(1967), P220
- (13) B. Chalmers: J. Austrian. Inst. Met: 8(1963), P255
- (14) G. S. Cole and G. F. Bolling: Trans, AIME, 239(1967) P1824
- (15) 鈴木, 鈴木, 野崎: 鉄と鋼, 55(1969), S110
- (16) K. A. Jackson, J. P. Hunt, D. R. Uhlman, and T. P. Seward, III: Trans, AIME, 236(1966) P. 149