

(討8) 連続鋳造スラブの凝固について

日本鋼管(株)技術研究所 工博 川 和 高 穂

1 緒言 一般に金属の凝固現象には複雑な物理的、化学的現象が生じるため、その実体的把握は困難である。確かに凝固現象の一面である伝熱現象、あるいは凝固組織のみを論ずる研究は多くあつても、それだけでは凝固現象が実感として認識できないのは、我々が経験的にこの現象の複雑性を認識しているからであろう。更に融点の高い鋼についての基礎的な研究が少ない現在では、理論的考察がないまま経験に走っている。この経験を唯一の根拠として、工業的な凝固に関する技術が急速に発展し、その最先端に現代の機械工学の粋を綜合した大型のスラブ連鋳機が出現している。他の工業技術、例えば電気工学が、電気理論と共に発達したことを考えると、冶金工業の不安定な側面が現れている。このような点から凝固現象の解明が大きく要請されているが、現象の複雑性のために工学的な解明が遅れている。全ての自然現象の研究に当てそうであるように、凝固現象の研究はまず凝固過程を物理的、化学的な素過程 (unit process) に分解し、その各々を解明し、最後に体系的に組立てなければ複雑な凝固現象の実体的把握が困難と考えられる。著者は鋼の連続鋳造における凝固現象を(1)熱移動、(2)物質移動、(3)凝固組織の3側面よりとらえて見た。以下においてはこれらの各側面について、更に現象を分解し、重要な諸点についての問題を提起し、著者のこれまでにこなされて来た研究方法、およびその結果の概要を述べ、今後の研究のあり方について議論を展開した。

2 熱移動 凝固は熱の移動のみによって発生できることから、最も重要な現象の一つである。理論的に研究する手段としては、よく知られた通り熱伝導方程式を解けばよいが、解き方としては解析的に解き、積分値としての解を求める方法と差分形式に解いて電子計算機により数値解析する方法とがある⁽¹⁾。実際にこの方程式を解くに当たって問題となるのは境界条件としての表面温度をどのように撰択するかである。簡単な場合には表面が2次冷却帯全体にわたって一定、あるいは数ゾーンに分割し、そこで各々一定として解析する。より複雑となるが、スプレーノズルの数、配置、水量、あるいは輻射率などを考慮し、スプレー水量から鋳片表面温度を計算し、この表面温度を上記方程式に代入する方法も考えられる。しかしこの後者の方法は、鋳片表面を流れる水、あるいは鋳片表面のスケールとスプレー水間の熱伝達率などが定量化されにくいので、結局のところ計算を複雑にするだけで、計算の精度が上がることはないであろう。よって表面温度のみから、例えば凝固速度、あるいはクーラーの長さを計算する方法が工学的に利用されるであろう。この方法にしてもどここの表面温度を、どのようにして測定するかについては今後の研究課題である。著者も上記の計算を行なったが、⁽¹⁾計算の妥当性を確認するため、高速鋳打込法によって実際の凝固速度を実測する必要があつた⁽²⁾。写真1は凝固末期のスラブ鋳片に鋳を打込んだ場合の写真を示す。

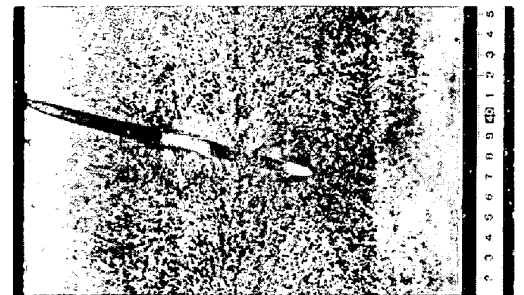


写真1 連鋳スラブへの高速鋳打込み

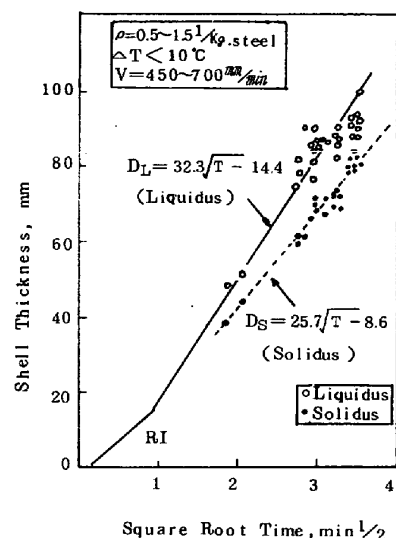


図1 連鋳スラブの凝固厚み測定結果

この方法は建設用の鋳打銃によつて、操業中の鑄片にその鋼よりも低融点を有する鋳を打込む方法である。試験、研究のためには極めて手軽な調査方法であることが判明した。図1は、曲げ半径8mの彎曲型連鑄機で、200×1,600mmのスラブを鑄造した際における凝固の進行を調査した結果である。凝固末期の液相線の測定にはパラツキが多いが、固相線は比較的明瞭に測定できる。この種の凝固厚み測定法の開発は今後とも必要である。この熱移動の現象は一方では工学的にも重要であるが、他方凝固界面における温度勾配、あるいは拡散、自然対流を介して凝固組織と密接な関係がある。凝固組織との関係を述べる前に物質移動について述べる。

3 物質移動 物質移動としては(1)熱移動にともなう自然対流、(2)Free chill crystalの重力沈降、(3)固相-液相の溶質分配にともなう溶質拡散、(4)凝固収縮にともなう液相のクレーター先端部への Suction、(5)2次冷却帯ロール間における溶鋼静圧による凝固シエルパルディングに伴う液相の移動が挙げられる。(1)、(2)、(3)は普通造塊でも生じているが、(4)、(5)はスラブ連鑄に特徴的な現象である。(2)と(3)については、熱移動および物質移動の結果として生じる凝固組織の点から説明した方がよいので、ここでは(4)と(5)について説明する。凝固収縮は普通造塊の場合頭部収縮孔として出現するが、連続鑄造にあつては未凝固相が細長いクレーターを形成するため、押湯が十分に動かない場合には center porosity が発生し、⁽³⁾一応押湯が効いた場合でも、デンドライト間の残溶鋼が suctionによつて移動することが予想される。連鑄スラブの凝固収縮量を図2のモデルについて計算して見た。図2で $T_s = 800^\circ\text{C}$ (一定)、 $T_{\text{Liq}} = 1500^\circ\text{C}$ とし、凝固シエル内の温度分布は $T_x = T_s + (T_{\text{Liq}} - T_s)X/X_1$ とした。また Z_1 でのシエル厚み $X_1 = k\sqrt{Z/V}$ で、 $k = 25\text{mm} \cdot \text{min}^{-\frac{1}{2}}$ とした。 V は引抜速度である。温度低下にともなう収縮の割合 θ は温度の関数 $\theta = f(T)$ である。よつて Z 方向の凝固収縮量は、そのシエル厚みを X_1 とし、 $D = \int_0^{X_1} \theta dx$ である。 $\theta = f(T)$ は文献⁽⁴⁾より計算した⁽⁵⁾。その結果、厚み D のストランドが湯面よりクレーター先端まで達して完全凝固すると1.6%収縮する。よつてロール間隔がクレーター先端部まで一定の場合には、液相パルクは収縮量をおぎなうために下方へ流動する。しかし厚み方向の両面からの液相線が中心線上で出合うまでの凝固収縮に対しては液相パルクが十分供給されるが、この点以下の凝固収縮に対してはデンドライト、もしくは等軸晶間で濃化した残溶鋼がクレーター先端部へ供給され、したがつて中心偏析の原因となるであろう。同様なクレーター先端部への濃化した残溶鋼の移動はロール間における凝固シエルパルディングによつて発生する。最近のスラブ連鑄機では鑄型湯面よりクレーター先端までの高さが8~16mあるため、シエルの受ける溶鋼静圧は大きい。図3に示すモデルによつて、ロール間におけるパルディング δ_{Max} を計算して見た。両端支持における弾性梁の最大たわみ量

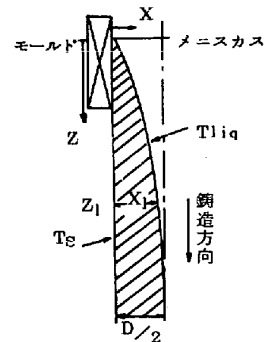


図2 凝固収縮量の計算モデル

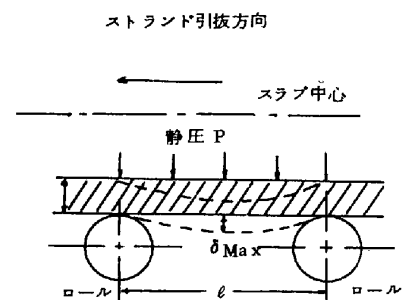


図3 ロール間のパルディング量計算モデル

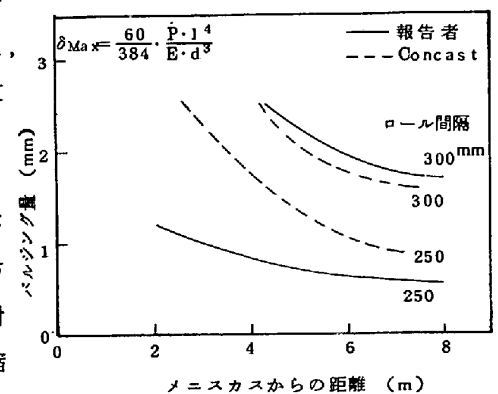


図4 パルディング量の計算結果

$\delta_{Max} = 60 \cdot P \cdot l^4 / 384 \cdot E \cdot d^3$ を半径 8 m の円弧型連鑄機について計算した。図 4 はスラブ厚み 200 mm、引抜速度 600 mm/min における 2δ をバルジング量として示した。このバルジングが、 l^4 と P に比例するから、静圧が高くなるクレーター先端部で生じた場合に、その近傍におけるデンドライト樹間の残溶鋼が中心線上に集積し、中央偏折の原因となるであろう。このような点が普通造塊に較べた場合に特に考慮すべきスラブ連鑄の特殊性である。バルジングと偏折については再び凝固組織の項でふれる。

4 凝固組織 熱移動、物質移動とともに凝固過程における現象であるから、同位概念としては凝固形態というべきであり、これらの結果として凝固組織が得られる。しかし凝固形態は凝固組織から推定できるので、凝固形態を凝固組織として論じて行く。表 1 に異なった鑄造組織を示すチャージの鑄造条件を示し、写真 2 に上記の条件で鑄造したスラブの断面中心部におけるマイクロ組織を示した。この内 B、C の組織はそれぞれの鑄造条件を代表するが、A、D は操作的には例外的な場合である。マクロ的な凝固組織は B、C で代表されるように、高温鑄造では粒状デンドライトが十分発達し、低温鑄造では中心部に等軸晶が発達する⁽¹⁾。このマクロ組織で今後研究すべき課題としては、鋼における粒状デンドライトの生成機構と等軸晶の生成機構があり、これらの溶鋼流動との関係は重要である。一方マクロ組織はマイクロ組織によって構成されているにもかかわらず、一般にマクロ組織、特にマクロ偏折のみを取り上げて論じる場合が多いが、偏折の本質的な機構を論ずるためにはマイクロ偏折の解明が必要である。以下においてこの点を若干のデータによって説明したい。写真 2 に示す通り B、D スラブには明瞭な中央偏折帯が認められる。この偏折の原因として方向性凝固にともなう固相-液相間の溶質分配を考えた場合には A、C スラブに中央偏折が生じていないことを説明できない。マクロ偏折がどのように進行するかを調査するため、鑄造方向とスラブ表面に平行な面の C 分布を調査し、図 5 に示した。この図から中心部を除けば、スラブ表面から中心部へのマクロ偏折は生じていない。すなわち phann の式 $C_S = K_E C_0 (1-g)^{K_E-1}$ は適用でない。とすれば $K_E = C_S / C_L$ から想定される界面の濃化はデンドライト樹間でのみ生じ、液相バルクは凝固の進行によって濃化を生じないことが推定される。中心部での C 偏折はその周囲と全く非連続的に発生し、D チャージでの偏折度 (C_{Max} / C_0) は 1.6 倍となっている。写真 2 よりこの偏折線の厚み方向の巾は 2~3 mm あるが、これは図 4 に述べたバルジング量とオーダー的に一致する。このような点から、このスラブはクレーター先端がロールとロール間でほぼ最大にバルジングし、こ

分類	高温鑄造			低温鑄造		
	スラブ符号			スラブ符号		
	A	B	C	D		
成分	C	Si	Mn	C	Si	Mn
	0.14	0.24	0.71	0.15	0.23	0.76
0.13	0.21	0.68	0.13	0.22	0.62	
鑄造温度	1535℃	1545	1516	1521		
過熱度	17℃	28	4	1		
鑄造速度	0.5 $\frac{m}{min}$	0.6	0.5	0.65		
中央偏折	小	大	小	大		

表 1 供試材の連鑄操業条件

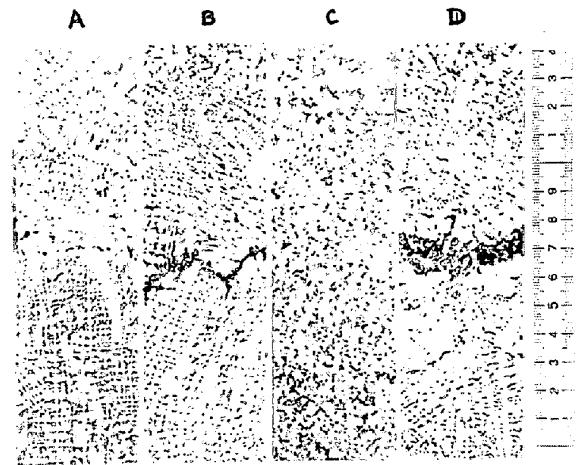


写真 2 表 1 のスラブのマイクロ組織

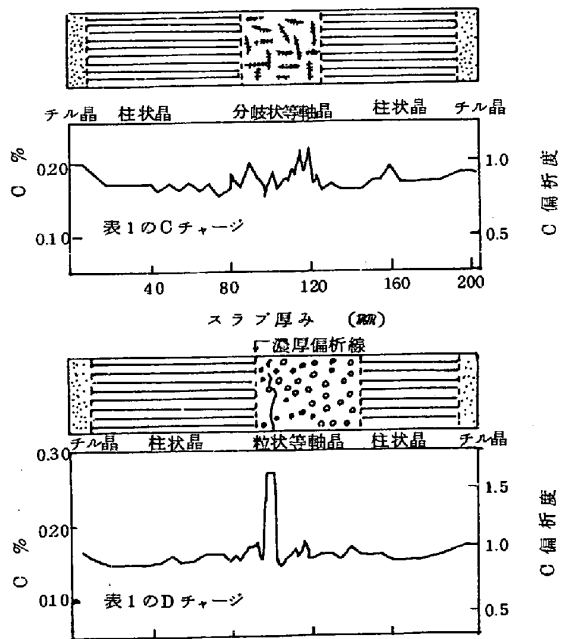


図 5 表 1 のスラブの厚み方向における C 量変化

ここにデンドライト樹間の残溶鋼が積集したまま凝固が完了した場合であると考えられる。このように考えればクレーター先端部が最大バルディングの位置に来る確立は非常に少ない。

また重要な点は残溶鋼が移動することによってバルディングが発生するのであるから、クレーター先端部に等軸晶が集積していれば、残溶鋼の移動に対する抵抗が大きくなり、したがって等軸晶が多く発生する低温鑄造の場合には、ほとんど中央偏折が生じないのであろう。

詳細な点についての説明は今後の重要な課題である。次に、中央偏折の原因が、樹間の濃化溶鋼と推定した場合は当然両者の成分、もしくは偏折度が一致しなければならない。結論から云えば両者のC量はほぼ同一であった。Dスラブの取鍋成分はC 0.13%, 図5から中心のC 0.21%で偏折度は1.6であった。一方X.M.Aで、BスラブとDスラブ中心部の偏折線上でC量を分析したところ、両者とも約0.35%であった。C 0.21%はQ.Vによる分析でありかならずしも偏折線のみを含む面で分析が行なわれたとは限らないので、低目の値が得られる可能性がある。またX.M.Aの精度についても若干問題があるので、今後精密な測定を行う予定である。しかし上記の結果から大略樹間偏折部と中央偏折線はほぼ同一の成分組織であろうと推定された。少なくとも連鑄スラブのマクロ偏折はマイクロ偏折と密接な関係であることが明らかにされた。

この点に関する研究を進めるに当ってはマイクロ偏折を、樹間の凝固速度、2次デンドライトアーム間隔との関係で定量化する必要がある。図6には連鑄スラブの2次デンドライト間隔を測定した結果を示した。多数の測定値を整理した結果、図7に示す通り2次アーム間隔(μ) $S_{II} = 762 R^{-0.395}$ (R : 冷却速度, $^{\circ}\text{C}/\text{min}$)の関係が得られた。なお冷却速度 R はドラヴィット打込法によって得られた液相線位置とから計算した。さらに考察してみると、 $1/R$ ($\text{min}/^{\circ}\text{C}$) は部分凝固時間に比例することから、 $S_{II} = A \cdot (1/R)^{0.395}$ となるが、この関係については、K. Schwerdtfeger (7) の炭素鋼についての測定結果 $S_{II} = 29.5 \theta_f^{0.39}$ (θ_f : 部分凝固時間, sec) ととも極めてよい一致を示している。

5 結 言 以上述べてきた通り、凝固現象は熱移動、および凝固形態、もしくは凝固組織の各側面を各々解明し、これらの諸関係を統一的に説明しなければ、凝固現象は実体的に把握できないであろう。また個々の研究においては、それぞれ新しい研究方法、ないしは研究手段の導入が必要と考えられる。

文 献

- (1) 川和, 永岡, 根本: 鉄と鋼, 56(1970), S.268.
- (2) 根本, 川和, 宮原: 鉄と鋼, 58(1972), S.116.
- (3) 森, 田中, 佐藤, 平居: 鉄と鋼, 57(1971), P.263.
- (4) 鑄物便覧: (1961), P.221.
- (5) 根本, 川和, 佐藤, 宮原: 鉄と鋼, 58(1972)S.424.
- (6) 鈴木, 長岡: 金属学会誌, 33(1969)P.658.
- (7) K. Schwerdtfeger: Arch. Eisenhüttenwes., 41(1970), P.923/937.

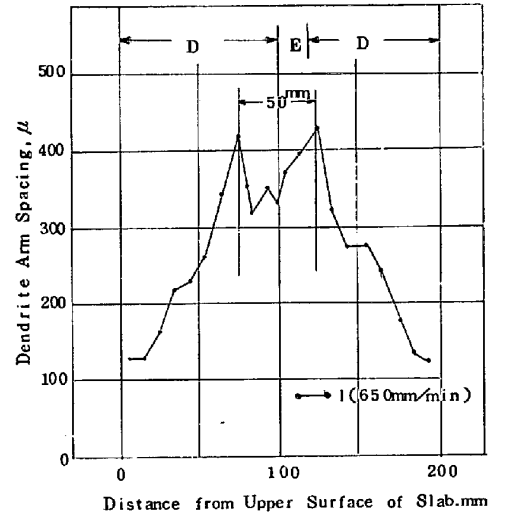


図6 連鑄スラブのデンドライトアーム間隔

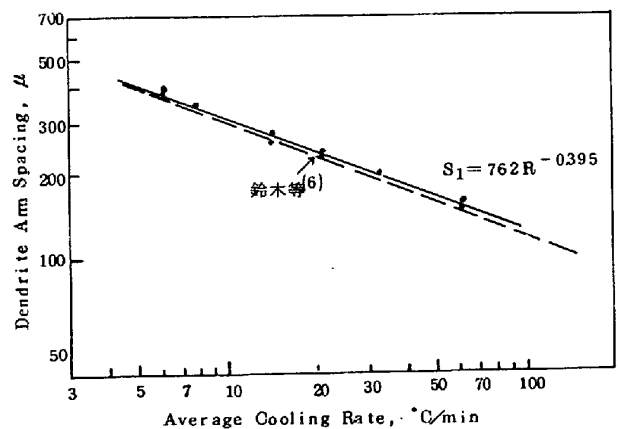


図7 デンドライト2次アーム間隔と冷却速度