

.....
 論 文

UDC 621.746.047 : 548.5 : 536.421.4 : 531.717.1

高速鋌打込法による連铸スラブの凝固厚み測定について*

川和 高穂**・佐藤 秀樹***・宮原 忍****
小谷野敬之*****・根本秀太郎*****

Determination of Solidifying Shell Thickness of Continuously Cast Slab by Rivet Pin Shooting

Takaho KAWAWA, Hideki SATO, Shinobu MIYAHARA,
Takayuki KOYANO, and Hidetaro NEMOTO

Synopsis:

A rivet pin shooting technique was attempted to investigate the effect of operational factors (cooling intensity by water spraying, superheat of steel and withdrawal rate) on the structure of solidifying front and case morphology. In this technique, steel pins were shot from Drivet gun into moving continuously cast slabs. From the results obtained by applying the new technique¹⁾ above mentioned, solidification rate was determined and the effects of cooling intensity by water spraying on the solidification were elucidated. The measurement of secondary arm spacings of dendrites indicated that solidification rate was accelerated at the bottom end of liquid pool.

(Received May 16, 1973)

1. 結 言

一般に金属の凝固現象は多くの物理的ならびに化学的現象が複雑にからみあいながら進行するために、その実態把握は困難である。したがって凝固現象の一面である伝導現象、あるいは凝固組織のみを論ずる研究は多くあつても、統一的な鋼の凝固現象の解明が遅れている。そのため、これまでの技術者は、個々の現象を整理できずに、雑然とした経験の集合体として凝固現象を把握していた。この経験を唯一の根拠として、従来どうか普通造塊による工業的生産を維持してきた。しかし鑄造設備と作業を合理化すべきであるとの要請から、従来の経験と高度に発展した機械工学とが結合され、ここに大型のスラグ連铸機が出現するに至っている。他の工業技術、たとえば電気工学が、電気理論とともに発展した点と比較するとき、連続鑄造技術においては、体系化された鋼の凝固理論の貧困さが痛感される。このような点から凝固現象の解明が強く要請されているが、現象が複雑なために工学的な研究が遅れている。著者らは昭和42年、当社に大型スラブ連铸機が導入されたのを機会に、連続鑄造における鋼の凝固に関して、工学的な研究を現在まで一貫して行なつてきた。当初は現場で鑄造したスラブの凝固組織と操業条件との関係の調査を行なつた²⁾。そ

の結果の解析に当つて凝固速度を定量的に把握することが必要となつた。そこで熱伝導方程式を積分形式および差分形式として電子計算機によつて解いたが、境界条件の選択などに若干の問題があつた。よつて凝固速度の定量化、ならびに凝固組織を決定している凝固界面の実証論的な把握のために、鑄造中の鑄片に鋼製ピンを打込んだ³⁾。その結果予期した結果ばかりでなく、未凝固相の流動状態なども解明できた。一方、製造現場においてはスラブ断面の中央偏析が問題とされるために、これまでの解析結果を基礎にその原因の解明も行なつた⁴⁾。これまでの研究は、いわば解析の研究であつて、工学的な研究目的はやはり、望ましい凝固組織を得る連続鑄造技術の開発であることはいうまでもない。この点は今後の研究課題である。

本報告では高速鋌打込法による凝固速度の解析結果、ならびに凝固組織を決定的に支配する凝固界面の状態について述べる。

* 昭和48年4月本会講演大会にて発表

昭和48年5月16日受付

** 日本鋼管(株)技術研究所 工博

*** 日本鋼管(株)技術研究所

**** 日本鋼管(株)福山研究所

***** 日本鋼管(株)京浜製鉄所

***** (株)吾娯製鋼所 工博

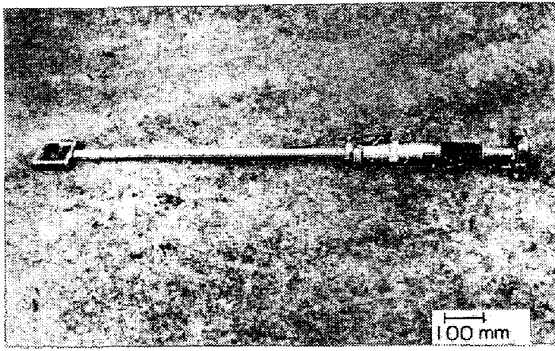


Photo. 1. Modified Drivit gun used for this experiment.

2. 実験方法

実験に用いた銃は建設用鋌打銃であり、外観写真を Photo. 1 に示した。この高速鋌打込法¹⁾ (以後 DI 法と称する) による凝固界面測定法を確立するために、実験室的規模の予備実験を行なった。

2.1 予備実験

250 kg 真空溶解炉で溶製した試験材 (SS41 相当) を 250 kg と 150 kg 鑄型に鑄込み、所定の時間が経過したあと、鑄型側壁に開けた孔を通してピンを打込んだ。その際、测温、トレーサー添加 (pb 使用など)、鑄型傾動を適時実施し、凝固界面の進行状況を調べた。完全凝固後、ピン打込部から試料を切出し、加工後、サルファープリント、マクロ腐食を行ない、ピン部のマクロ組織を観察した。さらに、ピンの溶解-移動状況から凝固界面を定量的に把握するために、ピン-マトリックス界面部を XMA で線分析し、ピンに含まれている Cr の分布状況を調べた。

2.2 本実験

当社京浜製鉄所の彎曲型連続鑄造機 (R=8m, 1st) を用い試験を行なった。定常引抜時に、二次冷却帯所定位置の上面側スラブ表面に、クーリングチャンバーの外からピンを打込んだ。打込部はスラブ幅方向中心部である。試料を切出し加工後、マクロ腐食により、凝固界面を測定した。なお、鋼種は SS41 相当のものを選り、引抜速度 (V) を 0.4~0.7m/min, 二次スプレー強度 (I) を 0.5~1.5 l/kg of steel, タンデッシュ内溶鋼過熱度

(ΔT) を $-10\sim 30^{\circ}\text{C}$ の範囲で変化させた。さらに、ピン打込部より適時、サンプルを切出し、熱処理 ($900\sim 930^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow$ 空冷) したあと、オーバーホッフ氏液により凝固組織を現出させ、二次デンドライトアーム間隔を測定し、DI 法で求めた平均冷却速度、部分凝固時間と対応させた。

3. 実験結果

3.1 予備実験

Table 1 に試験材、ピンの代表組成、凝固温度を示した。液相線温度 (T_L) については、著者らが熱分析により求めた (1) 式により算出したものであり、固相線温度 (T_S) は Fe-C 系状態図を基に、それに第三元素の影響を加味し求めている。一方、鑄型側壁 (1/2 高さ) にあ

$$T_L(^{\circ}\text{C}) = 1536 - (78.0 \times \text{C} + 7.6 \times \text{Si} + 4.9 \times \text{Mn} + 34.4 \times \text{P} + 38.0 \times \text{S} + 4.7 \times \text{Cu} + 1.3 \times \text{Cr} + 3.6 \times \text{Al}) \dots\dots\dots (1)$$

(各成分はいずれも wt%)

た孔を通し、PR13 熱電対を挿入し、所定厚み位置の冷却曲線を求めた。一例を Fig. 1 に示す。図中の①~③で示した時期に、鑄型側壁にあけた孔よりピンを打込んでいる。①②すなわち凝固中期までに打込んだ場合は、

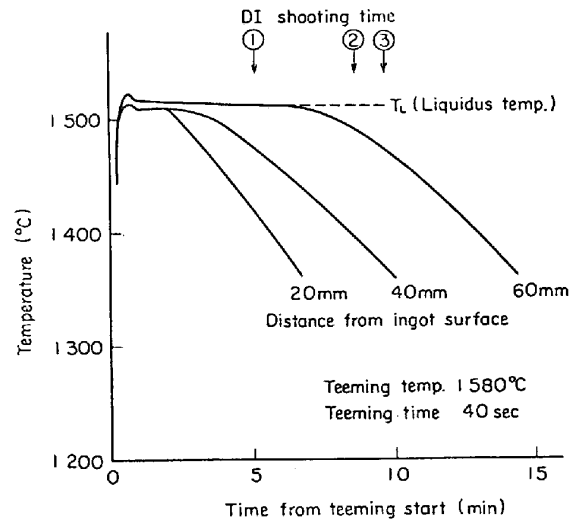


Fig. 1. An example of temperature change and DI shooting time for 250 kg ingot.

Table 1. Chemical analysis and melting point of steel investigated and shooting pin.

	Chemical analysis %								Melting point $^{\circ}\text{C}$	
	C	Si	Mn	P	S	T. Al	Cr	Mo	Liquidus	Solidus
Test Heat	0.15	0.22	0.70	0.017	0.019	0.010	—	—	1518	1490
Pin	0.35	0.23	0.81	0.021	0.021	—	1.10	0.25	1500	1440

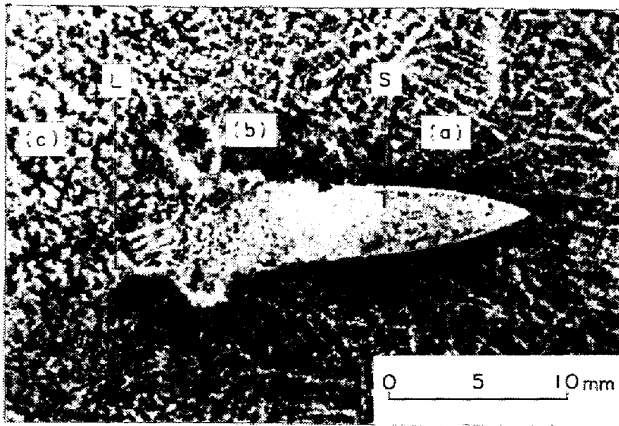


Photo. 2. Macro structure around the shot pin.

ピンは完全に溶解しており凝固界面を測定しやういが、③の末期ではピンの溶解-混合が不十分で、界面を把握しにくい。そこで①②の場合について、詳細に検討し、その結果を③に応用することにした。Photo. 2 に示したマクロ写真は約 40 mm 凝固したときに打込んだ場合であるが、これからピンの凝固界面部におけるマクロ組織変化過程は、その凝固温度と関連して、(a)ピンマトリックスが溶着していない部分、(b)ピンの形状はくずれているが、マトリックスとは異質な組織を示している部分、(c)ピンが完全に溶解し、マトリックスと同一組織になっている部分の三領域に分けることができる。断熱的に打込まれたピンは非常伝熱の計算から、0.7 sec でマトリックスと同一の温度に達する。溶鋼バルク部のピンは、いつたん周囲の溶鋼を凝固させ、径が約 2 倍に増加するが、表層直下を除き、凝固速度にくらべ、溶解時間の方がはるかに短いため、溶解し対流により速かに分散する。ちなみに溶鋼中に浸漬したピン形状の経時変化を測定したところ、浸漬直後、径が約 2 倍に増加しその後数秒で溶解するのが確認できた。一方、固液共存相部は、残溶鋼の流動性が悪く、バルクの対流による混合範囲も狭いため、ピンが溶解しうる熱的条件が満たされているにもかかわらず、その移動が制限されるため、周囲マトリックスと異質なものになる。完全凝固相部ではピンが熱的に一部溶解しているが、その移動径路がまっただけのため、ピンの組成、形状には変化がない。以上の推論を実証するために、Photo. 2 で示したマクロ面上を X.M.A. で走査し、Cr の分布状況を調査した結果を Fig. 2 に示した。a 線上の Cr 分布曲線ではピン-マトリックス界面は不連続になっており、マトリックス中への Cr の拡散はなく、ピン中の Cr 濃度変化もない。同様な傾向は前述のマクロ面上で分類した(a)領域内でのみ起こっておりここが完全凝固相であつたことがわかる。

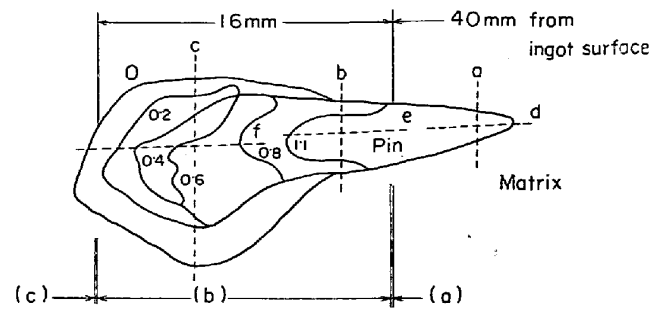


Fig. 2. Cr distribution in the shot pin and neighboring matrix revealed by XMA.

一方、b, c 線上の Cr 分布は連続的に変化しており、ピン-マトリックスは完全に溶着していることを示している。さらに、(c)領域に近づくにつれ、周囲マトリックスへの Cr の浸透深さは急激に増しており、固液共存相中の残溶鋼の占める割合が液相線側に近づくにつれ増加していることを示している。(c)領域が完全液相部であることは f 線上の Cr 分布曲線からも明白である。以上の結果、ピン周囲の Cr の分布状況は Photo. 2 のマクロ組織の変化とよく対応しており、ピンの溶解、混合の状態をマクロ腐食面上で観察することにより、固液共存相を考慮にいれた凝固界面を容易に識別できることが判明した。そこで著者らはマクロ面上で液相線 (D_L)、固相線 (D_S) を判定する基準として、下記 (1)(2) の方法を採用することにした。

- (1) D_L ……ピン、マトリックスが同一組織にならないかの境界。(上述の(b)-(c)境界部)
- (2) D_S ……ピン、マトリックスが溶着するかしないかの境界。(上述の(a)-(b)境界部)

3.2 他の界面測定方法との比較実験

上述の方法による D_L , D_S の測定精度を調べるために、他の凝固界面測定法すなわち、測温法 (PR13 熱電対-高感度記録計使用)、トレーサー添加法 (Pb 0.5~2 kg 使用)、鑄型傾動法 (所定期間に鋼塊の頭固めを行ない、傾動により内部収縮孔をつくり、そのときの凝固殻厚みを測定)、RI 添加法 (実機で試験) を、DI 法と同時に実施した。

Fig. 3 に 150 kg 鋼塊での測定結果を一括して示した。DI 法による D_L , D_S は測温法にくらべ、おおよそ 10~15, 5 mm~10 mm 程度薄い。一方 DI 法による D_L は鑄型傾動法の結果とほぼ一致しており Pb 添加の場合の D_L はそれより、約 5 mm 薄くなっている。さらに Fig. 4 の DI 法と RI 法との比較試験結果によれば、RI による凝固界面と DI 法の D_L とはほぼ一

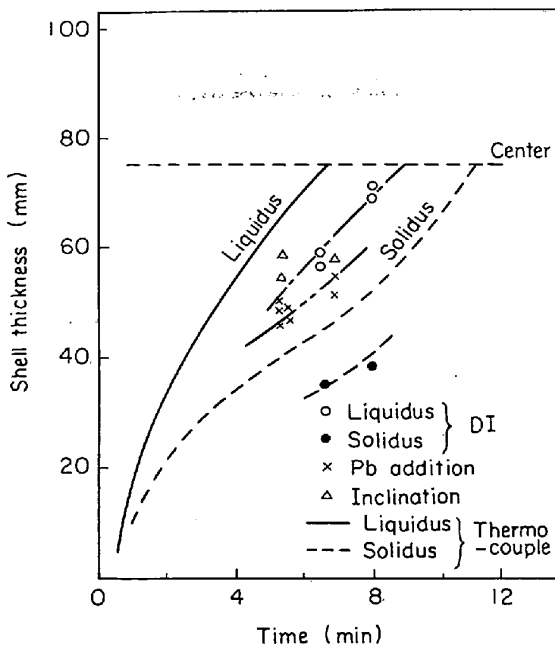


Fig. 3. Liquidus and solidus line in 150 kg ingots determined by various methods.

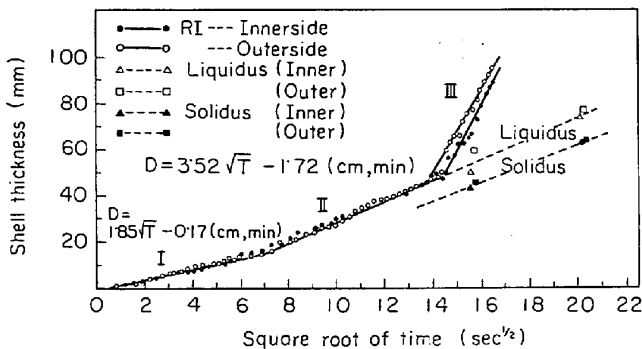


Fig. 4. Shell thickness determined by DI and RI (¹⁹⁸Au) method.

致した結果が得られた。

以上の予備実験により、DI法の測定基準、精度が確認できたので、彎曲型連鑄機で現場実験を行なった。

3.3 現場実験

一般に凝固速度の指針となる凝固定数 K は、鑄塊表面温度、溶鋼過熱度に支配される。連続鑄造で、これらに影響を及ぼす操業上の因子として、引抜速度 (V)、二次冷却水量 (I)、鑄造温度がある。すでに報告した RI 添加実験によれば⁵⁾ 凝固厚みと時間 (t) の関係で整理する限り、 V の影響はなく、溶鋼過熱度 (ΔT) も 30°C 範囲で大幅に変化させたにもかかわらず、影響はみられなかつた。このように、 V 、 ΔT については、応確認はされているが、 I については、その表面温度に与える作用が不明であり、連鑄で I と D の関係を実測した例としては、わずかに TARMANN⁶⁾らおよび森⁷⁾の結果があるに

すぎない。TARMANN らは溶鋼排出法により凝固定数 K を求め、二次冷却水量から算出した I との関係で整理した結果、ある I 以上で、 K の I 依存性が認められたとしている。スラブ表面温度 T_s が、凝固中一定であり、かつ平面凝固を仮定し熱伝導方程式を解くと、(2)式が得ら

$$K = \frac{4k(T_M - T_s)}{\rho[2L + S(T_M - T_s)]} \Bigg|^{1/2} \dots\dots\dots (2)$$

k 鋼の熱伝導度 ($\text{cal}\cdot\text{cm}^{-1}\cdot\text{sec}^{-1}\cdot^\circ\text{C}^{-1}$)

T_M : 鋼の融点 ($^\circ\text{C}$)

T_s : 鑄片の表面温度 ($^\circ\text{C}$)

ρ : 鋼の密度 ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)

L : 鋼の潜熱 ($\text{cal}\cdot\text{g}^{-1}$)

S : 比熱 ($\text{cal}\cdot\text{g}^{-1}\cdot^\circ\text{C}^{-1}$)

れる⁸⁾。スラブ表面温度が 800°C から 1000°C に変化した場合、凝固定数は約 $0.25\text{cm}\cdot\text{min}^{-1/2}$ 減少する。二次スプレー強度は熱伝達係数に影響を及ぼし、結果的に表面温度は変化するだろう。以上の過程で、スラブ連続鑄造においては、操業条件中とくに I の影響が強いことが推察できるので、以下この点を主体に調査した。

Photo. 3 に、高温および低温鑄造時の凝固各時期で打込んだピン部のマクロ写真を示す。予備実験と同様、凝固末期では D_L は把みにくくなっている。これは、バルクの溶鋼の温度降下にとまらぬ粘性増加により、対流が抑制されたためであろう。Fig. 5 に $D-t$ の測定結果を示した。図中実線は、永岡ら⁶⁾の RI 測定結果であり、凝固式は(3)、(4)式である。I を大幅に変えているため

$$(\text{鑄型内}) \quad D = 1.91\sqrt{t} - 0.24 \quad (\text{cm}\cdot\text{min}) \dots (3)$$

(鑄型直下の二次冷却帯)

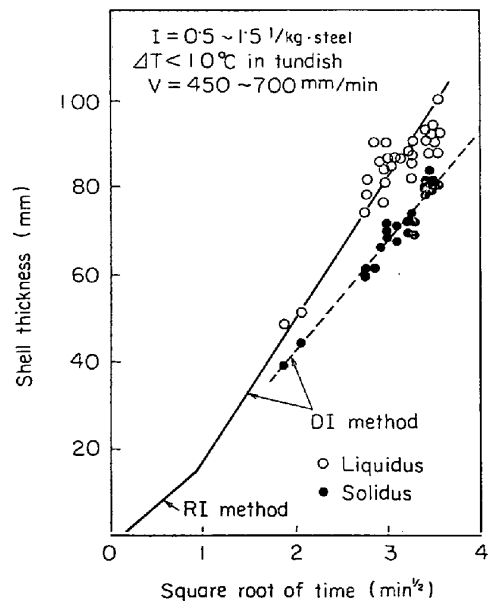
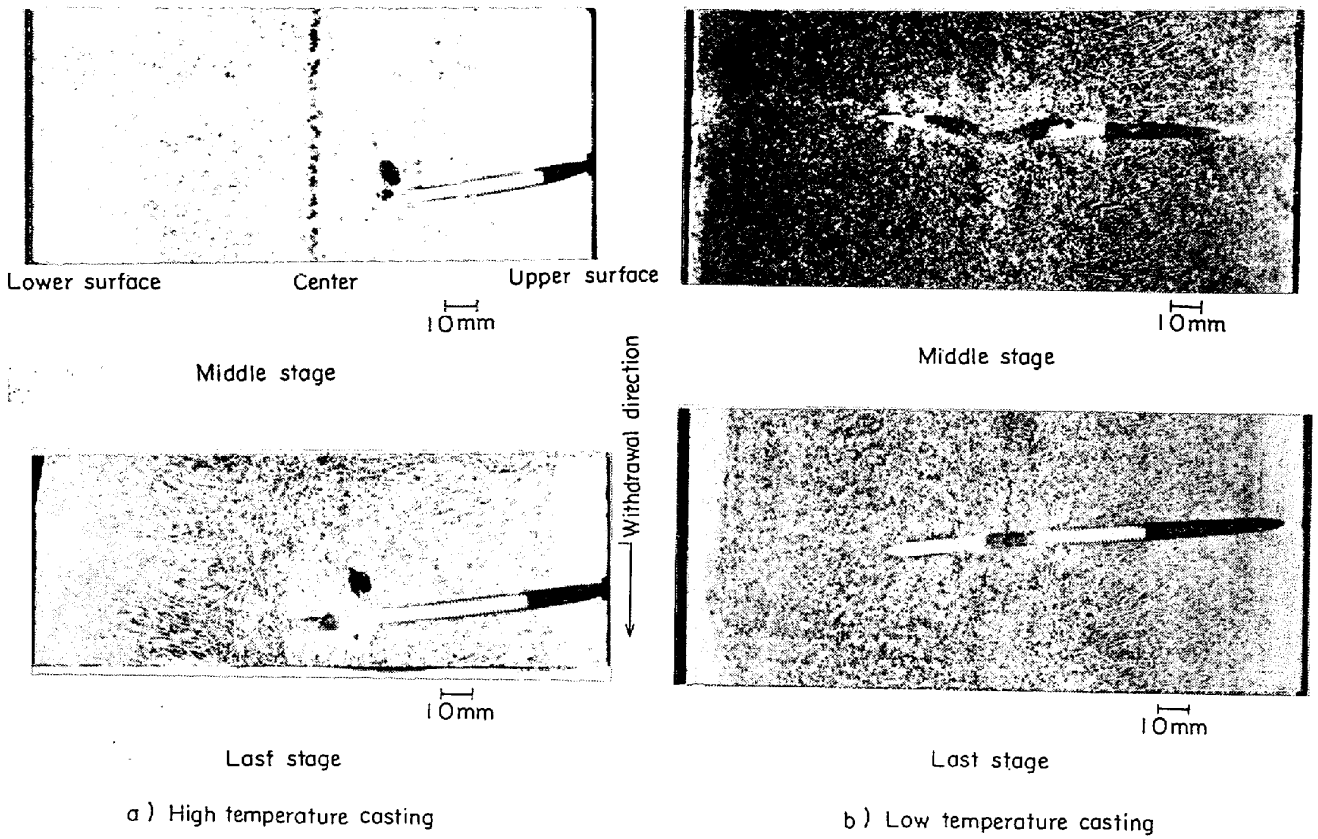


Fig. 5. Relation between time and shell thickness.



a) High temperature casting

b) Low temperature casting

Photo. 3. Macro structure of test slab and residual state of the shot gun.

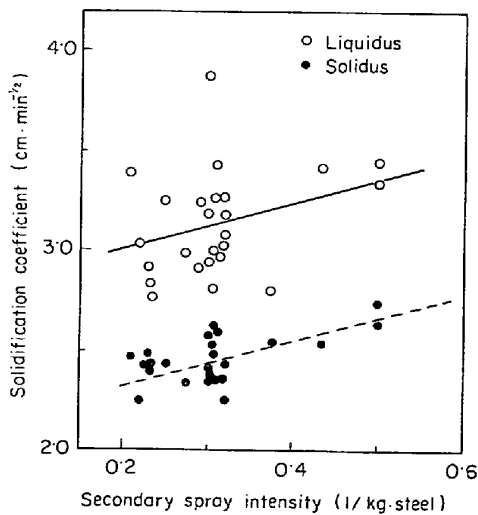


Fig. 6. Relation between secondary spray intensity and solidification coefficient.

$$D = 3.41\sqrt{t} - 1.55 \text{ (cm} \cdot \text{min)} \dots (4)$$

測定点にバラツキはあるが、スラブ連铸では、クレーター先端の最終凝固部を除いて、放物線則を適用できると考えられる。Fig. 6に $K-I_p$ (I_p はピン打込部までに於ける二次冷却強度を示す) が、この際、以下の点に留意している。

a) 铸型出口の凝固厚みは、型内冷却強度を一定にしているため、引抜速度にのみ、左右される。

b) 二次冷却強度 I_p は、ピン打込部までのスラブ上面側の二次冷却水量より求める。

c) K の算出式として(5)式を用いる。その結果、

$$\frac{D - D_0}{\sqrt{t} - \sqrt{t_0}} = K \dots (5)$$

D : ピン打込部の凝固厚み (cm)

D_0 : 铸型出口の凝固厚み (cm)

t : ピン打込部までの時間 (min)

t_0 : 铸型出口までの時間 (min)

$K-I_p$ の実験式として、(6) (7)式を求めることができた。

$$K_L = 1.20I_p + 2.76 \dots (6)$$

$$K_S = 1.13I_p + 2.09 \dots (7)$$

以上の結果、連铸では、二次冷却帯各ゾーンでスプレー水量を大幅に変化させているにもかかわらず、凝固末期まで、 D_L 、 D_S ともにほぼ放物線則にしたがい凝固が進行していることが判明した。

しかしながら、ラスプ内質、とくに中央偏析に直接影響するのは、クレーター先端部の凝固形態であり DI 法による測定では精度上かなり問題があり、他の方法による実証が必要となった。伝熱計算によれば、クレーター先端で、加速凝固が起つていることが推定されるがその範囲、程度は、計算時の固液共存相における固相率(凝

Table 2. Literatures in regard to dendrite arm spacing and conditions of the solidification.

Parameters	Factors effect on S_{II}	Specimens	Reference
x : Distance V : Solidifying rate R : Cooling rate G : Temp. gradient θ : Local solidification time	$S_{II} \propto x$ $S_{II} = 7.5 \theta^{0.39}$ $\log S_{II} = -0.25 \log R - n \log C_0 + B$ Independent $C < 0.8\%$ $S_{II} = 709R^{-0.386}$ at $C < 1.8\%$ S_{II} decrease as C_c increase	Low alloy steel Al-Cu alloy Fe-C alloy Fe-C alloy Fe-C alloy	9) 10) 11) 12) 13)

Table 3. Teeming conditions and chemical analysis of samples examined.

Sample No	Teeming conditions			Steel	Parameters
	Withdrawal rate (m/min)	Spray intensity (l/kg steel)	Superheat in tundish (°C)		
1	0.65	0.28	30	A	Withdrawal rate
2	0.50	0.39	26	A	Withdrawal rate
3	0.60	0.44	36	B	Spray intensity
4	0.60	0.28	35	B	Spray intensity
5	0.65	0.33	19	B	Superheat
6	0.65	0.33	28	A	Superheat

Steel	Chemical analysis (%)						Liquidus and solidus temperature (°C)		$T_L - T_S$
	C	Si	Mn	P	S	T.Al	T_L	T_S	
A	0.14	0.44	1.22	0.020	0.019	0.025	1514	1485	29
B	0.13	0.23	0.68	0.019	0.022	0.014	1519	1489	30

固潜熱)の与え方に問題があり、はつきりしない。そこで、著者らは、凝固条件と二次デンドライト間隔 S_{II} は密接な相関があることに着目し、定常凝固域で求めた実験式をもとに、最終凝固部の S_{II} を実測し、その凝固条件を逆に推定しようと試みた。

3.4 二次デンドライト間隔測定結果

これらの関係については、従来多くの報告がなされており、その一例を Table 2 に一括して示した^{9)~13)}。一次デンドライト間隔 (S_I) は完全な柱状晶領域でない測定できないが S_{II} は等軸晶領域でも測定可能である。試料は鑄造中期の定常引抜相当位置で、幅方向中心部より切出し、研磨面はL方向に平行な面とした。オーバーホッフ腐食後、投影機で、5倍の写真を撮り、スラブ表層からの各位置で線分法により一カ所で 10~20 点測定し、その平均値をとった。V, R は I_p に影響されるが(Fig. 6 参照)本実験では引抜速度、溶鋼過熱度の影響についても調査した。供試料の鑄造条件を Table 3 に、マイクロ組織の一例を Photo. 4 に示した。 S_{II} 測定結果のバラツキの範囲(一例を Fig. 7 に示す)は、柱状晶領域では、 $\pm 50 \mu$ 程度であるが、デンドライトの分枝が進み、一次デンドライトの方向性が乱れるにつれ、バラツキは大きくなり、 $\pm 100 \mu$ にも達してくる。この原因が何に起因するものであるか検討する。

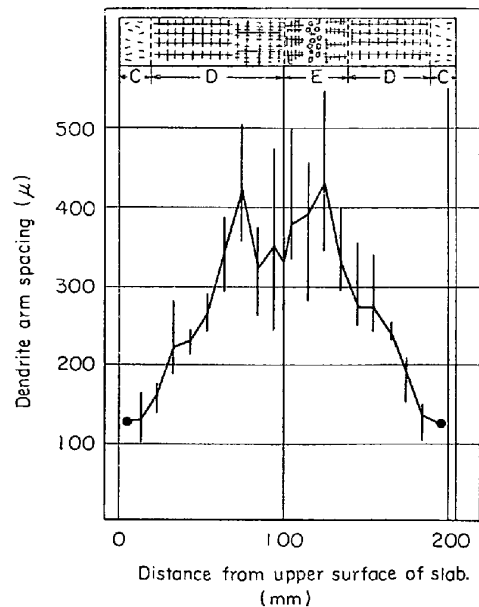


Fig. 7. Dendrite arm spacing and its fluctuation. (Cast structure: C=chill zone, D=columnar zone, E=equi-axed zone)

一般に炭素鋼のデンドライト成長形態は、その先端では棒状であるが、直ちに板状に移行するといわれている¹⁴⁾。Fig. 8¹⁵⁾に示すような凝固形態をとっているデンドライトにおいて、観察面が主軸に対し、 α の角度をなしているとすれば、 S_{II} の測定値は $1/\cos \alpha$ 倍大きく見

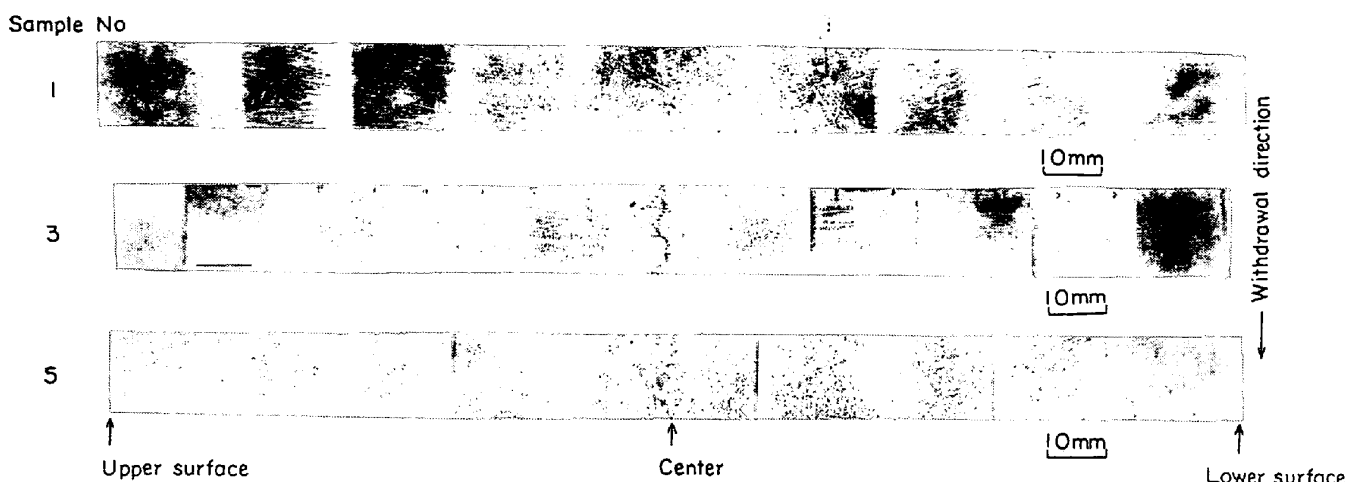


Photo. 4. Micro-structure of the samples examined (etched by oberhoffer reagent)

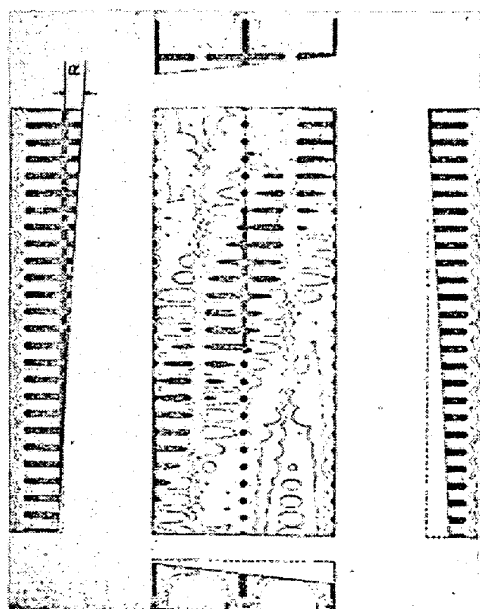


Fig. 8. Schematic illustration of dendrite structure¹³⁾

積ることになる。一次デンドライトの成長方向は、バルク溶鋼の対流作用により、スラブ幅方向各位置で異なる。しかしながら、幅方向中心では、横方向への振れはなく、引抜方向へ約 10° 傾いているだけであり、本実験では、試料切出方法にさえ注意すれば $\alpha = 0$ として問題ない。したがって S_{II} 自体にかなりバラツキがあるとともに、等軸晶領域では主軸の成長方向の乱れにより、 S_{II} を過大に見積る可能性が強く、その結果、バラツキの範囲が倍加されたと考えた方が妥当であろう。操業条件別の結果を Fig. 9 にまとめて示したが、 S_{II} のバラツキの範囲内で、有意差はみられない。一方、Fig. 10 に測定結果を一括して示したが $D < 80$ mm 部分では S_{II} は D に比例して増加するが、 $D > 80$ mm になると S_{II} のバ

ラツキが大きくなるとともに、減少する傾向が認められる。本結果より、80 mm 厚み程度までは、定常状態で凝固している（以後、この範囲を定常凝固域と呼ぶ）が、80 mm から中心(100 mm)の範囲では S_{II} が小さくなり凝固が加速されていることがうかがえる。そこで、まず上記の定常凝固域で、DI 法から求めた固液共存相の平均冷却速度 R 、部分凝固時間 θ と S_{II} の関係を求めた。なお、 R 、 θ は以下の考えにより計算する。Fig. 11 に凝固界面の模式図を示すが、ここで、固液共存相の幅を δ とすると、DI 法により求められた(8)(9)式から、 R 、 θ と D の関係式として(10)、(11)式が得られる。

$$D_L = K_L \sqrt{t} - \alpha_L \quad (\alpha_L \text{ は定数}) \quad \dots\dots\dots (8)$$

$$D_S = K_S \sqrt{t} - \alpha_S \quad (\alpha_S \text{ は定数}) \quad \dots\dots\dots (9)$$

$$R = \frac{T_L - T_S}{\theta} \quad \dots\dots\dots (10)$$

$$\theta = \left(\frac{D + \alpha_S}{K_S} \right)^2 - \left(\frac{D + \alpha_L}{K_L} \right)^2 \quad \dots\dots\dots (11)$$

(6)(7)式を用い、本実験の K の変動範囲を求めると $3 \cdot 10 < K_L < 3 \cdot 29$ $2 \cdot 41 < K_S < 2 \cdot 59$

$$(K_L, K_S : \text{cm} \cdot \text{min}^{-1/2})$$

となるが、これが最終的に R 、 θ に与える影響は非常に小さいことが判明したので、表層からの各位置における R 、 θ の平均値と、全チャージの相加平均として求めた S_{II} との関係を実定量化した。結果を Fig. 12 に示す。最小 2 乗法により、(12)(13)式が得られたが、鈴木ら¹²⁾

$$S_{II} = 762R^{-0.395} \quad (\mu \cdot ^\circ\text{C}/\text{min}) \quad \dots\dots\dots (12)$$

$$S_{II} = 199\theta^{0.395} \quad (\mu \cdot \text{min}) \quad \dots\dots\dots (13)$$

の炭素鋼での測定結果とよく一致していた。ついで、本式をもとに、加速凝固部における R 、 θ を推定すると Fig. 13 のようになる。加速凝固範囲は、スラブ中心を挟み、 ± 25 mm に及んでおり、定常凝固の場合に比べ、

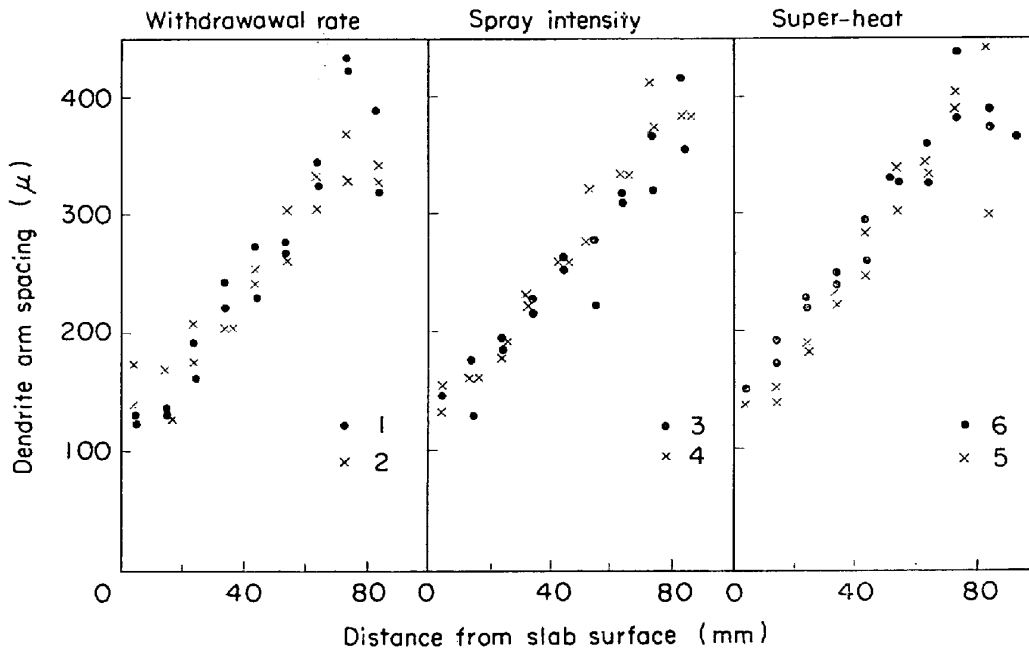


Fig. 9. Relation between dendrite arm spacing and distance from slab surface with various parameters (Numbers in the figure indicate samples in Table 3).

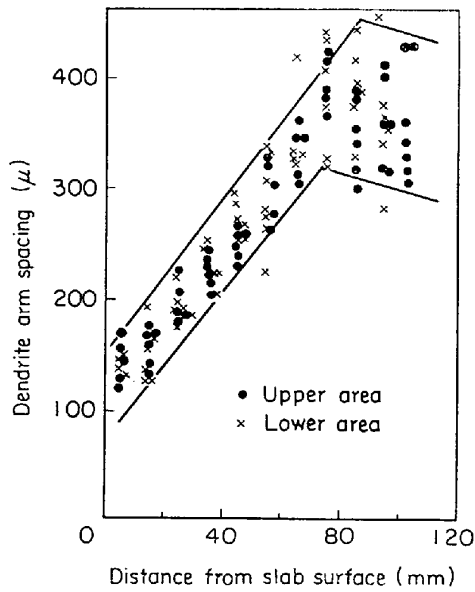


Fig. 10. Relation between dendrite arm spacing and distance from slab surface.

スラブ中心での凝固加速度は θ で $1/2$ 倍(当然 R は 2 倍) になっており, 中心部は約 4 min で凝固が完了していることが実証できた。

4. 考 察

4.1 連铸スラブ凝固時の液相線, 固相線位置について

鋼は各種の合金元素, 不純物を含む多元系合金のためその凝固現象を定量的に把握するのはむづかしく, 凝固途中の固液界面の状況さえ明確にされていないのが現状

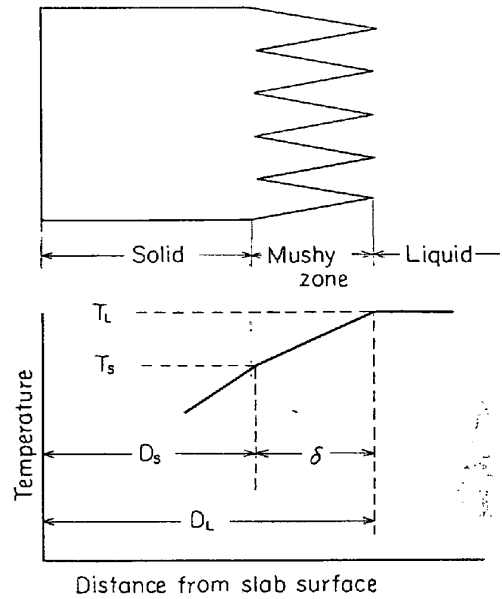


Fig. 11. Schematic figure of solidifying front and temperature distribution.

である。このような合金系では, 必ず固液共存相が存在しており, これを実験で明らかにすることにより, 結晶の生成機構, ミクロ偏析, さらにはバルク溶鋼の混合作用との相乗効果として現われるマクロ偏析に言及することができる。現在, 固液共存相を含めた凝固界面測定法としては, 測温法しかなく, しかも本法は連铸にはまったく適用できない。ここに, $D-I$ 法の有用性がある。

本章では $D-I$ 法で求めた固液界面の妥当性を主に測温結果との比較検討から考察する。Fig. 14 に両測定方法

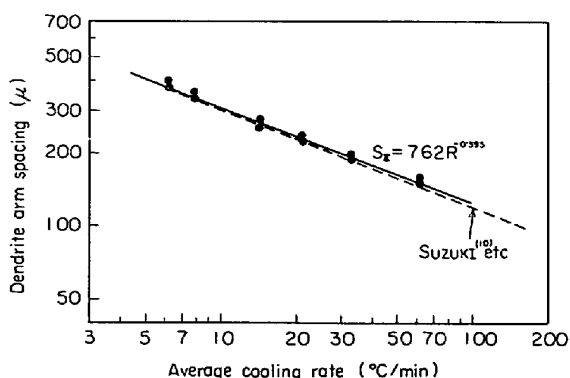


Fig. 12. Relation between dendrite arm spacing and average cooling rate.

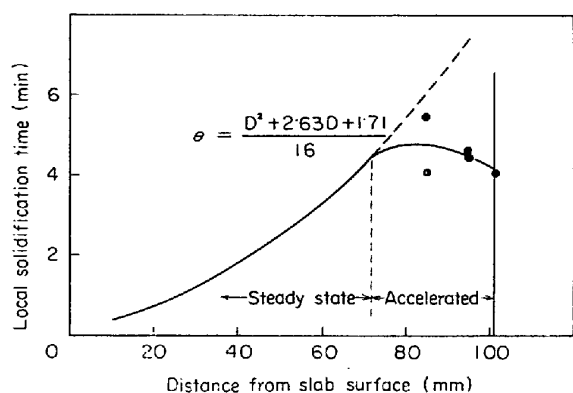


Fig. 13. Relation between local solidification time and distance from slab surface.

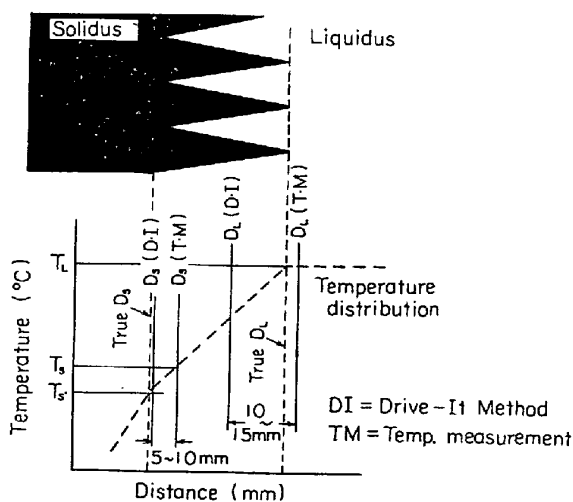


Fig. 14. Schematic figure showing liquidus and solidus temperature with DI method and temperature measurement.

で求めた D_L - D_S 界面 (Fig. 3 参照) を模式的に示した。測温法は熱電対を用いるがゆえに、ある Mass の平均温度をとらえており、端子の挿入方法、径によつては D_L を若干厚めに見積るきらいがあるのに対し DI 法は、ピ

ンの溶解とバルク溶鋼の混合による固溶共存相中残溶鋼の移動を考慮し D_L を判定しているため、真の D_L よりかなり薄く見積っている。その差は約 10 mm で、高橋ら¹⁶⁾の凝固遷移層理論をもとに計算した q 相の厚み 13 mm と比較すれば DI 法で求めた D_L の位置は、q 相中の P-q 境界に近い所にあると思われる。一方、田代ら¹⁷⁾は、平居らの T_L , T_S 算出式¹⁸⁾をもとに、温度測定で求めた D_L , D_S と溶鋼排出法、鋳型傾動法の D_L , D_S とを比較検討しており定常凝固時のデンドライト間残溶鋼の流動範囲を求めた結果、臨界固相率として、53~61%の値が得られたと報告している。著者らの行なつた実験では凝固組織が粒状等軸晶であつたため、鋳型傾動法、トレーサー添加法では D_L , D_S を識別できなかったが、これらの実測値と DI 法による D_L とがほぼ一致していることから考え、DI 法で求めた D_L の位置に関する上記の推定は妥当であると思われる。一方、 D_S については、共晶が晶出する合金系を除いては、熱分析による T_S の実測はむずかしく、現状では Fe-C 系平衡状態図と、それに第三元系の影響を加味し求めた理論式に基づき定義しているのが多く、その範囲は SS41 相当鋼種で 1460~1490°C の範囲に及んでおり¹²⁾¹⁸⁾その結果として求められた完全固相界面 D_S の妥当性には疑問があるといわざるを得ない。一方、樹間における残溶鋼の濃化は著しく、それによる凝固点降下が大きいと思われ、その意味で DI 法による D_S の方がより真の D_S に近いといえるだろう。ちなみに著者らの計算で求めた固相線と D_S とのずれは 5~10 mm であり、DI 法の D_S と測温で求めた鋼塊内温度分布曲線から、逆に固相線温度を推定すると Fig. 15 に示すように 1450~1465°C となつた。この値は前述の T_S のほぼ下限に属するものであり、DI 法で測定した D_S の有用性を裏付けている。一方、Fig. 15 は DI 法で測定した固液共存

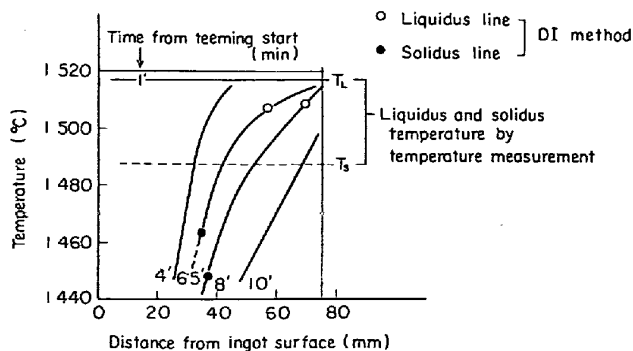


Fig. 15. Determination of liquidus and solidus temperature by DI method and temperature measurement in 150 kg ingot.

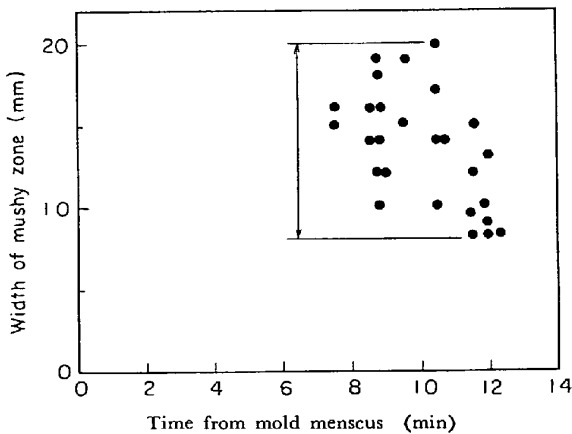


Fig. 16. Width of mushy zone determined by DI method.

相の幅を示したものであるが、このバラツキの主因が凝固組織とバルク溶鋼の混合の程度によるものであるとすれば樹間残溶鋼の移動の難易によりその幅は約 10~20 mm の範囲にあると考えられる。真の液相線位置 D_L と DI 法により求めた D_L との相違は、著者らの実験では max. 15 mm であるから、これと Fig. 15 より DI 法の位置の固相率を求めると max. 60% なる値が得られる。この値は高橋¹⁶⁾、田代ら¹⁷⁾の樹間残溶鋼が流動する最大臨界固相率と概略一致している。

以上の考察の結果、DI 法は連続鑄造の定常引抜時における凝固界面を、固液共存相を考慮した形で十分精度よく使用できるものと判断した。すなわち、本法で求めた D_L 、 D_S はそれぞれ凝固界面部の下記の位置を代表していることになる。

- (1) D_L ……固液共存相中の固相率が大概 20~60% 程度の位置で、バルク溶鋼の混合程度により異なる。真の液相線位置はこれに 10~15 mm 加えた位置にあると思われる。
- (2) D_S ……ほぼ固相線に相当する位置である。

4.2 クレーター長さの検討

高速鋏打込法による凝固厚み測定の結果、液相線の進行は通常鑄込時で(14)式、固相線のそれは(15)式によって行なわれることが判明した。したがって 1600×200

$$D_L = 3.23\sqrt{t} - 1.44 \text{ (cm} \cdot \text{min)} \dots\dots\dots(14)$$

$$D_S = 2.57\sqrt{t} - 0.86 \text{ (cm} \cdot \text{min)} \dots\dots\dots(15)$$

mm² のスラブを 0.65m/min で引抜けば、液相線のクレーターの長さは 8.2m、固相線は 11.6m と計算できる。しかし前述の通り、クレーター先端では加速凝固が起つているため、固相線クレーター長さは 0.65m/min で約 9.9m と上記計算結果より若干短くなつてい

し、解析的に計算した結果、および差分形式として数値解析した結果とを報告²⁾しているの、これらの結果と本実験結果を比較検討する。解析的に計算した結果は下式で示された。

$$D = 18 + 32\sqrt{t - 55} \text{ (mm} \cdot \text{sec)} \dots\dots\dots(16)$$

(t の範囲は $55 \leq t \leq 710$)

ここで 18(mm) は鑄型出口の凝固厚み、 t (sec) は湯面からの経過時間で、上式は 0.65m/min の場合にのみ適用できるのであつて、引抜速度が変化した場合には、鑄型内滞留時間が変わるため補正が必要である。また(16)式はスラブ表面温度が二次冷却帯で 700°C 一定であるとして解いたものである。(16)式によれば同一のスラブに対して、クレーター長さは 7.7m となる。これは凝固温度 1500°C としているので液相線のクレーター長さともみなせる。上記の 7.7m についてはスラブ表面温度を一定としているがスプレー水が衝突している表面とそうでない場所では大きな差があり、真の平均表面温度の決定は困難である。この点の研究は今後の大きな課題である。Fig. 17 は 0.65m/min 引抜時のスラブ表面温度

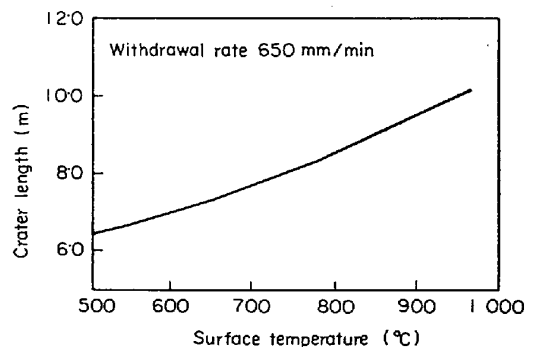


Fig. 17. Relation between crater depth and surface temperature.

とクレーター長さの関係を図示したものであるが、これから、表面温度が 100°C 変化すれば、クレーター長さは約 0.8m 変化することがわかる。光高温計によりスラブ表面温度を計測したところ、スプレー水のかかつていない場所では 900°C で、スプレー部は 700°C 以下であり、平均のスラブ表面温度は 700~900°C の範囲にあるとしかいえない。この意味で熱伝導方程式による計算結果も不確定な要素を含んでおり、したがって DI 法は直接的に凝固厚みが測定できる点でより正確である。また熱伝導方程式を差分形式として、計算機で数値解析した場合も表面温度は約 700°C で一定として、クレーター長さは 7.6m となつた。この場合、表面温度は 2 次冷却水による抜熱量、輻射伝熱量、および対流伝熱量から計算した値である。しかし表面温度については上述の通り

若干問題があつた。また放射性的W球をクレーター先端部まで沈降させてクレーター長さを測定したところ、7.5m であることも、すでに報告²⁾した。したがってDI法、伝熱計算、およびW球による液相線先端はいずれも約 7.5~8.2m の範囲で一致している。しかし 3.2 と 4.1 で述べた通り、上記で述べた液相線は状態図上の平衡液相線温度ではなく、マクロ的な溶鋼流動が行なわれるか否かの界面である。つぎに固相線クレーターについて考察すると、3.2 および 4.1 で述べた通り、DI法で実証論的にその位置を決定することができたと考える。

5. 結 論

連続鑄造スラブの凝固速度を高速鋳打込法により調査した結果、以下の結論が得られた。

(1) 高速鋳打込法により、固液共存相を考慮した凝固界面をマクロ面上で明確に測定できた。

(2) 上記界面のうち、液相線界面とは、固液共存相中の固相率が大概 20~60% 程度の位置でバルク溶鋼の混合程度により異なる。真の液相線位置は、これに10~15 mm加えたところと推定される。また固相線界面は、ほぼ真の固相線に相当する位置である。

(3) 連鑄スラブの凝固は、クレーター先端の加速凝固部を除き、平方根則にしたがい整理できる。その際、凝固速度は二次冷却強度を増すに従い、大きくなる傾向がある。

(4) クレーター先端部の加速凝固範囲は、スラブ厚み中心を挟み 25 mm 範囲に及んでおり、その加速程度は最終凝固部で、部分凝固時間にして定常凝固時の約 1/2 になつている。

(5) 以上の結果、スラブ内質、とくに中央偏析生成機構を解明するための重要な手がかりを得た。

終わりに本研究の遂行にあたり、御協力をして載いた京浜製鉄所の阪本英一氏、その他多くの現場関係者、ならびに技術研究所の稲本金也氏らに御礼申し上げます。なお本研究で用いた高速鋳打込法は、三菱重工業株式会社の特許(特公昭 46-21 092)であり、その御好意により研究に使用させて載きましたことに対し、厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) 宇都ら: 鉄と鋼, 55(1969), S 496
- 2) 川和, 永岡, 根本: 鉄と鋼, 56(1970), S 268
- 3) 根本, 川和, 宮原: 鉄と鋼, 58(1972), S 115
- 4) 根本, 川和, 宮原, 小谷野: 鉄と鋼, 58(1972), S 116
- 5) 永岡, 稲本: 鉄と鋼, 55(1969), S 109
- 6) Holzgruber, TARMANN: Steel Times, 195(1957), p. 217
- 7) 森, 松尾, 平居, 田中: 第9回日本アイソトープ会議報文集, (1969), p. 113
- 8) MORTON: Metallurgical Rev, 9(1964), p. 121
- 9) FLEMING, et al.: Mod. Casting, 47(1965), p. 84
- 10) Bower, FLEMING: Trans. Met. Soc. AIME, 236(1966), p. 624
- 11) 茨木: 日金誌, 32(1968), p. 396
- 12) 鈴木ら: 日金誌, 32(1968), p. 1301
- 13) 鈴木ら: 日金誌, 34(1970), p. 925
- 14) Kattamis FLEMING: Trans. Met. Soc. AIME, 233(1965), p. 992
- 15) 鈴木ら: 日金誌, 32(1968), p. 571
- 16) 高橋ら: 学振 19 委, 8349
- 17) 田代ら: 学振 19 委, 9280
- 18) 平居ら: 学振 19 委, 8837