

【回答】

詳細な計算結果をお示し下さいますとありがとうございます。ここに示したガス吹込チャージは作業の都合上、取鍋予想が比較チャージに比して十分ではなく、受銅前の取鍋温度で 500°C 前後試験チャージが低かつた。そのために取鍋を下の温度は試験チャージが低かつたものと思う。一方タンディッシュ内温度は測定位置が湯の上面であるため計算結果と多少矛盾する点が生じるのではないかと考える。ここで申し上げたかつたのは比較チャージの鑄込初期の温度低下が明らかであり、ガス吹込によつてそれを防止できるということである。

講演 連続鑄造スラブの凝固速度と凝固組織について\*

鋼管技研 工博 川和 高穂・永岡 典義  
 工博 根本秀太郎

【質問】 住金本社 牛島清人

1. MIZIKAR の計算はスラブ厚み 150 mm, 2次冷却スプレイでの表面温度 900°C 前後で計算して貴報告の結果より相当遅い凝固速度を示しているが、できうれば貴報告で2次冷却帯  $t_s=900^\circ\text{C}$  の場合に(9)式がどうなるかご教示願いたい。

2. 計算では凝固終了点は凝固潜熱を放出し終つた点とされているものと思われるが、2次冷却帯初期の実測値と計算値との差がやや大きい点(図1), W球での凝固終了点の測定誤差などからいわずの mushy state と凝固終了点との関係はいかが考えたらよいか。

【回答】

1. 表面温度 900°C の場合には(9)式は次のとおりである。

$$x - 1.8 = 0.284\sqrt{t - 55} \quad (\text{cm, sec})$$

なお図1に  $t_s$  とクレーター深さの関係を示した。

2. 2次冷却帯初期における実測値と計算値との差は若干大きいのは事実である。その理由としては  $t_s=1200^\circ\text{C}$  とし、鑄型の出口以下では  $t_s=700^\circ\text{C}$  として計算していることによる。すなわち実際上鑄片の表面温度はたとえば図2に示す通り、ある曲線を描いて鑄型出口温度

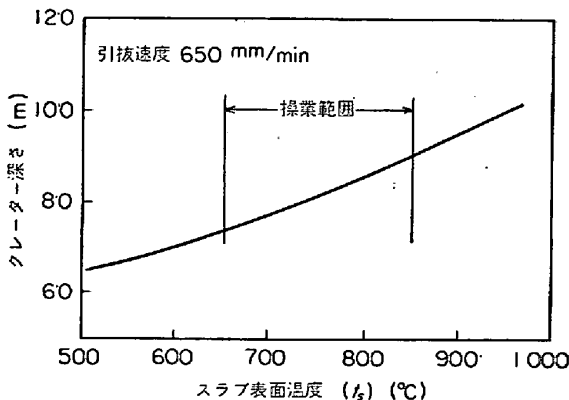


図1 スラブ表面温度とクレーター深さ

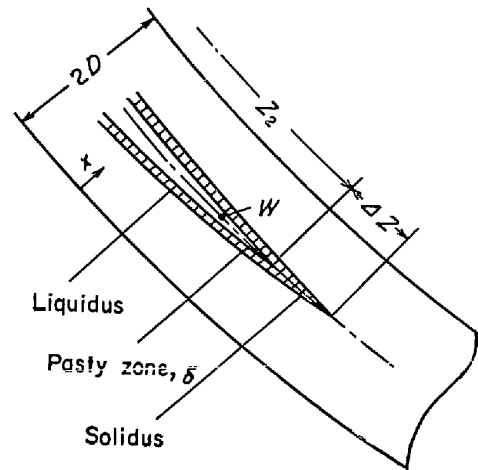


図2 粘稠層を考慮したクレーター長さ

から鑄片の2次冷却帯における平均温度まで低下する。そのため鑄型出口直下では実測凝固厚みと計算値との差が生じると考えられる。(9)式は2次冷却帯全体のクレーター深さを計算する場合には便利である。計算式をW球によるクレーター深さと比較し、一応の一致は得られているが、次のような問題点は残されている。

図2に示すとおりW小球が粘稠層(厚み  $\delta$  cm)の上に着たと仮定した場合の最終凝固位置のずれ  $\Delta Z$  を計算してみる。凝固界面が本文図5の状態である場合、

$$\delta = (t_e - t_s) / G \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで  $\delta$ : 固液共存範囲 (cm)

$t_e, t_s$ : 液相線, および固相線温度 ( $^\circ\text{C}$ )

$G$ : 凝固界面における温度勾配 ( $^\circ\text{C}/\text{cm}$ )

$$\Delta Z = V \cdot \Delta t \quad \dots \dots \dots (2)$$

ここで  $V$ : 引抜速度 (cm/sec)

$\Delta t$ : 鑄片の中心部が液相線温度に達してから固相線温度に達するまでの時間 (sec)

$\Delta t$  は(3)式より求めることができる。

$$\Delta t = \delta / (dx/dt) z_2 \quad \dots \dots \dots (3)$$

ここで  $G=45^\circ\text{C}/\text{cm}$  (本文図6),  $t_e - t_s=36^\circ\text{C}$ ,  $(dx/dt) z_2$  は本文(9)式より求められる。  $v=65/60$  (cm/sec) の場合には、  $\Delta Z=1.38$  現場的な経験からはクレーター深さが7.5m程度と考えるよりも若干長いのではないかと推論が得られている。  $\Delta Z$  の値の精度については問題があるが、この程度の  $\Delta Z$  は作業上考慮する必要がある。

【質問】 神鋼中研 鈴木 章

1. 図5に  $R = \frac{t_e - t_s}{\delta/V} = G/V$  とあるが、  $=G \cdot V$  となるべきである。したがつて(3ページ目下から16行目)  $G = R \cdot V$  は  $G = R/V$  となる。

デンドライトの形態(2次あるいは高次のアームがあるかないか)は  $G/V$  によつて変化し、デンドライトの粗大化(2次アームの間隔が大きくなること)は固液共存の時間または冷却速度 ( $R = G \cdot V$ ) によると考えるべきであろう。

2. 鑄造末期に等軸晶帯が広がるのは、  $t_m$  が  $t_l$  よりさがらるために、未凝固相内に多数の浮遊したデンドライ

\* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S268~271

トが生成するからであると説明されているが、

(1)  $t_m$  が  $t_l$  よりさがるために、未凝固相内にデンドライトが生成したのではなく、液中に固相が存在するために  $t_m$  が  $t_l$  よりさがるかと考えてはいけなから。

鑄塊の未凝固液相の温度は、柱状デンドライト先端の温度(ほぼ液相線温度)であるが<sup>1)</sup>、液相中に固相のあるときは、液相線温度がさがることを認められている<sup>2)</sup>。

(2) 注入時の過熱度がきわめて小さい場合には、大部分が等軸晶帯となり、柱状晶帯は非常に狭くなることが報告されている<sup>3)</sup>。図3で鑄造末期に鑄込温度の低下により等軸晶帯が広がるという事実は認めるが、それでもなお表面から約50mm(下面側)の柱状晶帯が存在していることが示されている。この50mmの柱状晶帯は、鋼の鑄塊の場合、決して狭いとはいえないと思われる。したがって、図3に示された程度の等軸晶帯の増大を、 $t_m$  が  $t_l$  よりさがることによつて説明するのは疑問であると思う。

文 献

- 1) L. BÄCKERUD and B. CHALMERS: Trans. Met. Soc. AIME, 245(1969), p. 309
- 2) V. KOUMP, R. H. TIEN, and T. F. PERZAK: Trans. Met. Soc. AIME, 242(1968), p. 1569
- 3) D. R. UHLMANN, T. P. SEWAED, III, and B. CHALMERS: Trans. Met. Soc. AIME, 236(1966), p. 527

【回答】

1.  $R = G \cdot V$ であるが、操業的な面から考えると、 $V$ は2次冷却水量によつて、また $G$ は特に鑄込温度によつて変化させることができるので、 $V$ と $G$ を支配的要因と考え難い。 $R$ は単に $G$ と $V$ の積と考えられる。

2. 鑄造末期において  $t_m$  が  $t_l$  より下がるのは、タンディッシュ内の溶鋼温度が下がり、鑄型への注入過程で更に温度低下が生じて  $t_m$  が  $t_l$  より低下するためと考えられる。 $t_m$  が  $t_l$  より低いということはこのバルク中に固相として free chill crystal, すなわち浮遊したデンドライトが生じている。以上のことから  $t_m$  が  $t_l$  より低下した結果として固相が析出したと考えるべきであろう。

3. 鑄造組織と溶鋼の過熱度との関係を考察してみると、鑄型内の溶鋼温度が液相線より低いほど、柱状晶が少なく、他方等軸晶が拡がっている。当社の経験では等軸晶の厚み(スラブ厚み方向)が50mm程度以上あればサルファープリンで全く問題ないことが確認された。よつて厚板製品上50mm程度の柱状晶は何ら問題とならない。

講演 連続鑄造ビレットの鑄造組織におよぼす注入温度の影響\*

神鋼中研 鈴木 章・鈴木 武  
ク 神戸 野村 輝彦

【質問】 新日鉄室蘭 伊藤幸良  
鈴木氏は注入温度の異なる連続鑄造ビレットの鑄造組織を

調査し、低温注入の場合ほとんど全域が等軸晶からなる組織を呈しており、これは free chill crystal mechanism によると説明した。また、デンドライトの二次アーム間隔と冷却速度との関係を解析し、低温注入材は冷却速度が小さいためデンドライトの二次アーム間隔が大きくなると報告している。

連鑄材の品質面からみて本研究に非常に関心がある。連鑄材の一つの問題点として center porosity があるがその防止方法として柱状晶帯を小さくし、等軸晶帯をひろげることがあげられており、本研究によると低温注入がその対策として有効であることがわかる。

一方、低温注入の場合デンドライトの二次アーム間隔が大きくなることが明らかにされたが、一般的にデンドライトのアーム間隔が増すと成分のマイクロ偏析の傾向が増大すると考えられ(この件についてはわれわれの研究室においても調査中)、たとえば製品の banded structure への悪影響が懸念される。さらに、注入温度は介在物の浮上分離に大きな影響があり、低温注入によつて地疵、清浄度の劣化が心配される。

以上のようなおもに連鑄材の品質の観点から次の点について質問する。

- (1) デンドライト二次アーム間隔と成分のマイクロ偏析との関係についてのご意見または実験結果
- (2) 注入温度と清浄度、地キズとの関係について
- (3) 第1図(b)に示された平均冷却速度の具体的算出方法

【回答】

(1) 連鑄ビレットのマイクロ偏析についてのデータはないが、Cr-Mo 鋼 4t 鋼塊についての測定結果は次のとおりである<sup>1)</sup>。柱状晶帯では、実効分配係数 ( $C_{min}/C_0$ ) は冷却速度によりほとんど変わらないが、偏析指数 ( $C_{max}/C_{min}$ ) は冷却速度の小さいほど、すなわちデンドライトの2次アームの間隔の大きいほど大きくなっている。また、等軸デンドライトでは、柱状デンドライトに比べて、マイクロ偏析の程度が大きい。

したがって、低温注入の連鑄ビレットではほぼ全体が等軸晶帯になるので、マイクロ偏析の程度は高温鑄込の場合より大きくなると考えられるが、連鑄では鑄塊内部でも冷却速度が大きく、約  $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$  以上であるから(講演概要図1参照)、普通の鋼塊に比べれば問題にならないであろう。

(2)  $0.6\%C$ 、110mm 角連鑄ビレットを  $5.5\text{mm}\phi$  線材に圧延した後の清浄度を、鑄造時の注入温度  $1500^{\circ}\text{C}$  以上と以下に分けて表1に示すが、差がみられなかった。

地きずについては、C量の高いことおよび製品が線材

表1 注入温度と清浄度の関係  
( $0.6\%C$ 、 $5.5\text{mm}\phi$  線材)

Temp. in tundish	No of heats	d A	d B	d C	$\Sigma d$
< 1500	22	0.0385	0	0.0035	0.0420
< 1500	8	0.0388	0	0.0038	0.0429

\* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 272~274