



図 1 注入温度とビレット表面きずとの関係

であるので問題にならないが、鑄造ビレットの表面きずと注入温度の関係は、図 1 に示すように 1500°C 以下になると急激に増大する。

(3) すでに実験室的に求めたデンドライトの 2 次アームの間隔と凝固温度範囲の冷却速度の関係<sup>2)</sup>( $S_1 = 709 R^{-0.386}$ )から計算によりもとめる。

#### 文 献

- 1) 鈴木, 岩田, 戸田: 日本金属学会誌, 33(1969), p. 839
- 2) 鈴木, 鈴木, 長岡, 岩田: 日本金属学会誌, 32(1968), p. 1301

## 講演 連続鑄造ビレットのマクロ組織と偏析\*

新日鉄技研 森 久・田中伸昌・佐藤憲夫  
八幡 平居正純

### 【質問】 住金小倉 松永吉之助

1. 扁平大断面ブルームにおいては鑄込温度が高くて偏析評点は良好で、また同一評点においても濃厚偏析幅が小さいという結果をだされているが、扁平について 2, 3 の質問する。

(1) Bloom 材の範囲で扁平比はいかなる範囲のときにそのような偏析軽減効果を期待できるとお考えになるか?

(2) 「扁平大断面ブルームにおいて」といわれているが、扁平小断面ビレットについても同じような効果を期待できるとお考えになるか?

(3) 正方形大断面ブルームにおいて面間の冷却速度を変えることで扁平大断面ブルームの冷却方式に似せることにより偏析軽減効果を期待できると考えられるか?

2. 低炭素鋼ではセンターポロシティが比較的長く連続しており、高温注入においても V 偏析線はほとんど認められないが、高炭素鋼の高温鑄込においては V 偏析線が周期的に残留するということがあるがこの理由についてはいかががお考えになるか?

3. 鑄片サイズについて 2, 3 質問をする。

偏析評点よりみると同一スーパーヒートにおいて角鑄片ではサイズが大きくなる方が良好で更に扁平にすることにより改善されている。

偏析度は同一偏析評点で比較すると 160  $\mu$  が max. でそれより大きくても小さくても減少する傾向とも考えられる。これについては凝固時の偏析とブリッジング現象の複合によりこのような複雑な現象となるものではなからうかと推定しているが、以上の結果の原因に対するお考えをお教え願いたい。

さらに偏析評点, 偏析部面積比, 偏析度の点より最適サイズがあるものではないかと考えられるが、このような考え方が妥当であるか否か?

また、偏析という観点から現状では具体的にどのくらいの寸法を選ばれるか?

なお、参考までにすべてを同一サイズ、たとえば 80  $\mu$  に圧延した状態で偏析度を比較するとどうなるかお教え願いたい。

### 【回答】

1. (1) 1.3 以上の扁平比が望ましい。

(2) 扁平化による偏析の分散効果は、小断面ビレットにおいても期待できよう。ただし、角断面におけると同様に、断面サイズが大きいくほど辺長に対する濃厚偏析幅の割合が減少すると推測されるので、扁平大断面ブルームに比べて扁平小断面ビレットは不利であろう。

(3) 面間の冷却速度を変えることにより、ある程度の偏析分散効果は期待できるが、扁平比 1.3 程度の断面形状には及ばないであろう。

2. V 偏析線は及ぼす C% の影響については、以下のごとく推測される。

ブリッジングがおこるためには、固液共存相中の固相の割合がある限度以上となり（みかけの粘度がある限度以上となり）、しかもブリッジの骨格となる等軸デンドライトが大きいくことが必要であろう。

低炭素鋼では液相線と固相線温度差が小さく、固液共存凝固域の厚さが薄い。したがって、溶融帯の横断面が非常に細くなつた状態で始めてブリッジングをおこしうる程度の残溶鋼粘度に達するため、小さなブリッジングが多数発生し、顕著な V 偏析線は発生しない。

一方、高炭素鋼では、溶融帯の横断面がかなり太い状態でブリッジングをおこしうる程度の残溶鋼粘度に達しかつ固液共存凝固時代が長いために等軸デンドライトが大きくなり、大きなブリッジングがより少数発生し、幅の広い V 偏析線となるのであろう。

3. 軸心部の最大偏析度は 250 mm  $\phi$  のほうが 160 mm  $\phi$  よりも小さいか否かについては、250 mm  $\phi$  のデーターが少ないので、実験的には明らかでない。

ただし、思考実験からは次のように推測される。

$\Delta T$  が等しい場合、鑄片サイズが大きいくほど柱状晶長さは長くなるが、辺長に対する柱状晶長さの割合は減少する。いいかえれば、ブレードアウトをおこさない限度まで  $\Delta T$  を上昇させた場合に、ある限界の鑄片サイズまでは柱状晶が軸心まで生長し、鑄片サイズの増加につれて軸心の正偏析度や濃厚偏析幅が増大するであろう。しかし限界鑄片サイズ以上になると、軸心付近の等軸晶域

\* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 275-278

の幅が広くなり、偏析度や濃厚偏析幅はかえって減少するであろう。濃厚偏析程度が極大になる鑄片限界サイズは、 $\Delta T$  が低くなるにつれてより小断面側に移行するであろう。

偏析の観点からみた鑄片の最適サイズは、 $260 \times 370$  mmよりもやや大きいほうがよいと想像している。

160 mm  $\phi$  鑄片の偏析評点と 80  $\phi$  にブレイクダウンしたのちの偏析評点の間には対応関係が認められる。しかし、ブレイクダウン後の偏析度はしらべていない。

【質問】 川鉄技研 松野淳一

連続鑄造によってピレットを製造する場合に、鑄込み溶鋼のスーパーヒート  $\Delta T$  が大きいほど、また同じ  $\Delta T$  でも溶鋼の C% が高いほど、柱状晶が発達しそのため中心部の濃厚偏析が著しくかつパイプの形成が認められるようになることは、私共も経験している。凝固の末期に柱状晶の発達が停止し、等軸晶帯が形成されるメカニズムについてはまだよく解明されていないようであるが、上の事実はこれに対する一つの手がかりを与えるように思われる。すなわち、C% が高いほど柱状晶先端における組成過冷の程度が著しく、樹枝状晶が発達しやすい条件にあるはずだが、一説にあるような樹枝状晶先端が機械的に破壊されたり、あるいは再溶解によって溶鋼中に浮遊するようになりそれが集積して等軸晶帯を形成するという考え方では上の事実は説明されない。やはり最も素直に、残存溶鋼が過冷却の状態になり、均一核生成によって等軸晶が形成され、それによって柱状晶の発達が阻止されると考えるのがよいと思われる。この点についてのご見解、特に鑄込条件と柱状晶の発達状況との関連について別のお考えがあればお聞かせいただきたい。

次にこのような中心部の不健全さを軽減する方策についてであるが、お説のとおりピレットの断面積が大きければ偏析、パイプの程度が軽くなり、かつその後の熱処理あるいは圧延により拡散あるいは圧着のため材質的に問題にしなくてもよい程度に不健全さが解消されると考えられる。しかしこれは新たに設備を建設する場合には考慮しえても、既存の設備に適用するには限界がある。

そこで健全なピレットを製造するには (C% は製造鋼種により定められるので) できるだけ低温で注入しかつ冷却を弱くすることによって柱状晶の発達を抑えるしか方法がないように思われる。これ以外に何か手段があるかどうか教えていただきたい。

【回答】

柱状晶長さに及ぼす C% の影響は、松野氏が言われるような単調増加ではないようである。

すなわち、平居ら<sup>1)</sup>が 1 t キルド鋼塊について調査した結果、柱状晶長さや最大 C 偏析度は、0.1~0.45% C までは C% の増加につれて減少するが、0.5% C 付近で垂直的に急増し、0.55~0.9% C まで再びゆるやかに減少することが認められている。本実験においても、 $\Delta T$  が等しい場合の柱状晶長さは、0.55% C 以上の高炭素鋼 0.1~0.2% C の低炭素鋼、0.3~0.45% C の中炭素鋼の順に減少することがうかがわれる。このような不連続的な変化の一因は、包晶反応など状態図的な問題も関連しているものと推測されるが、明確な機構は明らかでない。

等軸晶の生成機構については、鈴木氏ら<sup>2)</sup>とほとんど同意見である。

鑄型内ですでにスーパーヒートが失なわれているような低温注入では、free chill crystal mechanism が支配的であろう。鑄型内でかなりのスーパーヒートがある場合の等軸 dendrait は、柱状 dendrait が melt off もしくは break off して熱的対流によって溶融帯下部に運ばれたものか、組成的過冷域における不均一核生成によって生成したものかは不明である。

中心偏析の軽減については、実用的な手段としては、Ar バブリングなどにより溶鋼温度を調節して、ノズル閉塞をおこさない限度までタンディッシュ内溶鋼温度を下げることで、soft cooling 以外にはないと推測している。鑄型内に鉄粉や鋼線を添加する方法は、添加作業性と添加物の完全溶解に問題があろう。

#### 文 献

- 1) 平居, 一戸, 金丸, 森: 未発表
- 2) 鈴木(章), ほか: 本講演大会, 討 7