

Fig. 3. Floating velocity of concentrated molten steel.

も炭素により最も大きく影響されると考えられるのでこれを用いた。

いま一例として bulk が、炭素 0.2%, 温度 1530°C で均一な状態にある場合を仮定した。一方凝固先端部の濃化溶鋼の状態については、詳細は不明であるため、つぎのように仮定した。すなわち温度は、浮揚する濃化溶鋼の容積が bulk の容積に較べ極めて小であるので、浮揚開始後まもなく bulk と等しくなるものとして、最初の 0~5 cm の範囲では 0.2% 炭素鋼の凝固点約 1510°C と 1530°C の中間 1520°C, 他の範囲では bulk に等しく 1530°C とした。また炭素量は濃化溶鋼中で均一とし過去に行なわれた濃化部近傍における測定結果<sup>1)</sup>を参考に 0.3%, 0.5%, 1.0%, 2.0%, の各場合を想定し、おのおのについて求めた。

算出結果を Fig. 3 に示す。これによれば、浮揚速度は最初の層流状態の間(本結果では約 7 cm まで)はそれほど差はみられないが、乱れが生じ始めるとともに次第に速度は低下していくことが示される。また濃化溶鋼の浮揚速度のオーダーは、 $10^{-2} \sim 10^{-1}$  cm/sec すなわち  $10^{-1} \sim 10^0$  cm/min であることが推定される。しかし本実験では、ほんの一点に存在する濃化液体が浮揚する場合を測定したものであり、他方凝固過程にある溶鋼の場合には層状に拡がりをもっていると考えられるので、浮揚流の乱れの状態に差異が予想され、浮揚速度はある程度異なるものと思われる。その他凝固先端部の構造およびその近傍における粘性値については詳細が不明であるため、この点の影響も考慮する必要があると思われる。

いずれにしても濃化溶鋼が mass をともない浮力のみによつて浮揚すると考えると、かなり乱れた状態でも比較的速い速度で浮揚するので、このような作用は、われわれが実際鋼塊の凝固過程で認めるような bulk の濃化に対し、かなり効果的に行なわれることが推定される。したがって、もしこのような作用がさほど効果的でないとするれば、熱的対流が存在し、これが主体となつて作用していると考えるか、あるいは両作用が相半して行なわれていると考えざるを得ない。本結果はこの点に対し何らかの指針を与えるものと思われる。

また浮揚がもし本結果のオーダーの速度で行なわれるとすれば、浮揚にともなう作用が凝固先端部(主として底面からの凝固に対して)の結晶生成におよぼす影響は無視できないであろう。したがって本結果は、従来から論議されている沈澱晶の有無や、さらには沈澱晶部に多量に検出される酸化物系大型介在物や砂疵の発生機構を追究する際の手掛りともなるであろう。

#### 4. 結 言

鋼塊の凝固過程における濃化溶鋼の挙動を調べる手掛りとして、mass をもつた状態での浮揚を想定し、その浮揚速度をモデル実験から求めた。その結果は  $10^{-2} \sim 10^{-1}$  cm/sec と比較的速いことが示され、偏析の生成機構を中心に多くの問題を追究する際の手掛りを得ることができた。

#### 文 献

- 1) 中川, 古沢: 鑄物, 36 (1964), p. 989

### (84) V-偏析の成因について

(大型鍛造用鋼塊の凝固ならびに偏析に関する考察—V)

三菱製鋼, 東京製鋼所 田代晃一  
〃 長崎製鋼所

荒木 良平・〇芳賀三千億  
轟木 透・大賀 栄次

Mechanism of Formation of V-Segregation.

(Study on the solidification and segregation of large steel ingot for forging—V)

Kōichi TASHIRO, Ryōhei ARAKI,  
Michio HAGA, Tōru TODOROKI  
and Eiji ŌGA.

#### 1. 緒 言

V 偏析の生成機構については過去数多くの発表がなされているが、比較的最近では小野寺ら<sup>1)</sup>による砂型傾斜凝固鋼塊を使用しての実験結果が報告されている。その主旨は「垂直方向濃度勾配が急になる凝固の後半期では、垂直方向濃縮の波としてメルト中に V 偏析の萌芽が形成され、これが後で V 偏析痕となる」という浮上説である。

筆者らの考えもこれとほぼ類似しているが、前報の A 偏析の成因の項で述べた考え方を基盤として V 偏析、底部負偏析ならびに前述の鋼塊頭部に生じるアバタ状偏析の成因を説明してゆくことにする。

#### 2. 丸型鋼塊の中心部の凝固について

まず V 偏析の成因を解明するに当たり、鋼塊の軸心部における凝固の状況を丸型鋼塊につき繰返し説明する。

第 1 報で述べたように鋼塊の底部凝固は横凝固に較べ鑄型との接触の度合などのために、凝固初期ではほぼ 1.4 倍の速度で進むが、これは凝固の進行に伴つて抛物線的に減少する。一方側面よりの横凝固は初期にはほぼ平板の横凝固に近い抛物線的な凝固速度を示すが、中期以降では円壩の性質が顕われて速度が速まり、中心に近づくに従い急昇する。したがって鋼塊の高径比が大にな

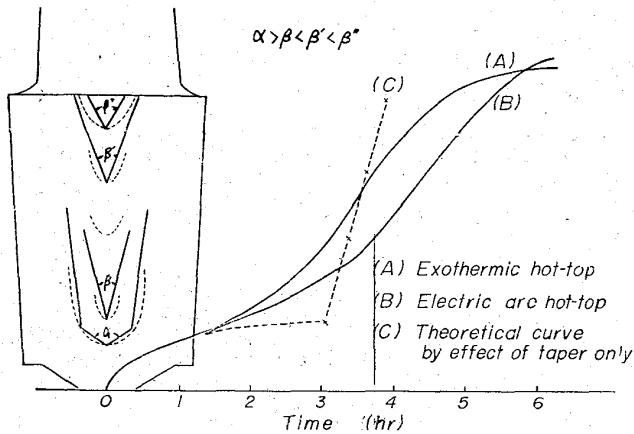


Fig. 1. Vertical solidification curves of 13t ingot and phantom view of freezing front of longitudinal section.

ると縦凝固は横凝固を主因とし径とテーパの函数として進むことになるが、実際の鍛造用鋼塊では高径比の関係で底部冷却および頭部加熱などの影響が重畳してくるのでかなりの変化を生じる。この状況を 13t 鋼塊について Fig. 1 に示す。なお同図に鋼塊の縦断面における凝固先端の様相を併記した。一般に鋼塊の縦断面のサルファープリントあるいはマクロ組織により鋼塊中軸部の凝固状態の大凡の推移は観察できる。

Fig. 1 の鋼塊縦断面図において実線は鋼塊底部のコーナー部の影響を無視し、縦方向の底部冷却のみを考慮した計算線を示し、破線で実際の状況に近い固液界面の状態を示す。一般に固液界面は凝固初期では底部の影響を受けて平坦であるが凝固の進行に伴って次第にその傾斜を増し、頭部に近づくにしたがって、再び頭部保温あるいは加熱の影響により傾斜が緩まってくるのが普通である。

### 3. V 偏析ならびに底部負偏析の成因

前項で鋼塊中心部の凝固の様相を概略説明したが、これと結び合わせて、V 偏析の成因について考察を進めてゆくことにする。

まず縦凝固の初期においては、溶鋼は成分富化もほとんどなく、また凝固速度も速いために、偏析を生じることはない。しかし底部凝固が減衰してきて上部限界速度に達すると、凝固端に偏析層の富化が起り始める。この時点での富化層の生成状況は、恐らく次のごとくであろう。すなわち Fig. 2 に図解的に水平面の凝固状態を示すが、凝固は dendritic に進むため母液に突出した

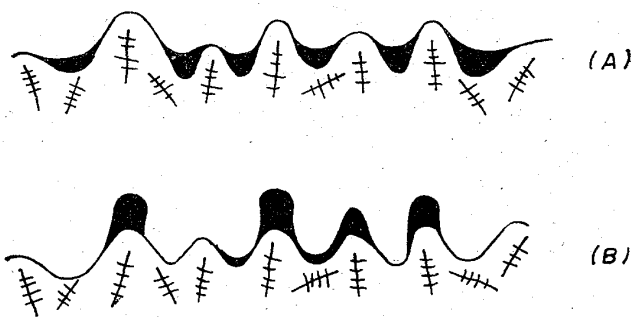


Fig. 2. Imaginary sketch of freezing-front with segregated layer.

dendrite の先端では生長速度が速く、凹部では遅い。もし突端の凝固速度が上部限界速度以上であれば凸部の富化は無く、これに反し凹部は濃化液の富化が起ってくる。これがさらに凹部の凝固速度を遅め富化層はさらに厚みを増し、かくして前報 (IV) で述べたように母液との界面張力によりその接触面は平坦化し Fig. 2 (a) に示すように凹所に富化液の溜りを生じる。しかしこの時点では母液の温度も高く固液界面は水平面に近いので富化層は多くの溜りを起点として容易に浮上するであろう。またさらに凝固殻と富化層間の付着力が大きいたとしても Fig. 2 (b) のごとく富化液の浮力により dendrite の斜面に沿って静かに上昇し突端に移動しここを起点として浮上するとも考えられる。これらは前報 (II) の水-油による模擬実験の考察 (2) において述べたことより容易に推察できる。

このように底部凝固速度がやや衰えた時点では富化層を生じてもこれが粒状化して活発に浮上するので凝固殻の先端は常に新鮮な母液に接するため、これと平衡して生じてくる殻の組成は母液より遙かに負の成分を示すことは自明のことであり、ここにいわれる沈澱晶帯ともいわれる底部の負偏析帯が形成されてくる。

さらに縦凝固が進むにしたがって母液は下部よりの浮上成分により次第に汚染されてきて、やがて V 偏析帯に入る。V 偏析帯では前述のように底部冷却の影響を離れむしろ横凝固を主因とし、また多くは上部限界速度以上の速度で進むのでこの境界では凝固端の成分富化は起らないはずである。しかるに著しい偏析痕を生じる原因は次のごとく考えられる。

すなわち V 偏析帯ではバーテスト法で測定された見掛けの平均凝固速度は上部限界速度を遙かに上廻るが、細部の凝固速度をみると恐らく偏析成分の富化などによる凝固点の低下などで凝固速度の遅滞を生じるであろう。かくしてある時点で凝固が上部限界速度以下になれば凝固先端に濃化層を生じ始める。いつたん富化層を生じるとこれは底部と異なり凝固温度低下による粘性の増加、あるいは固相面との付着力の増加などに加えて固液界面の傾斜角が大きいために浮上が困難となるであろう。かくして浮上を押えられた富化層により殻の生長速度はますます鈍化し、これがさらに偏析層の生成を進める。

一方冷却は時間とともに進むもので母液は当然過冷状

Table 1. Chemical composition of the negative and positive zone.

Specimens	Position of sampling	Chemical composition		
		C	P	S
A	V-zone unsegregative zone ladle	1.86	0.030	0.025
		1.66	0.018	0.010
		1.64	0.018	0.008
B	outer zone (a) negative zone (b) inner zone (c) ladle	0.21	0.013	0.014
		0.17	0.009	0.010
		0.35	0.022	0.030
		0.21	0.013	0.006

A: semi-steel, B: feeder head of 6 t ingot

態となり、この過冷度がはなはだしくなればこの富化層をとび越えて母液に凝固が起こり、富化層は殻内に融液として取り残されてここにV偏析が生成される。この際過冷された母液の結晶核としては、恐らく部分的に富化層を突き抜けている凝固殻の突端が起点となるであろう。かくしていつたん母液に凝固がはじまると、母液の過冷が回復するまで急速な凝固が起こり、偏析部が融液として取残される。すなわちこのようにV偏析帯では凝固の進行が平均速度より著しく偏して遅速を生じると考えることによりその成因を説明できる。この裏付けとしては、Table 1Aに前報のsemi-steelのV偏析およびその周辺のC, P, Sの分析値を示すが、Aの場合と異なりP, SだけでなくC値もかなり多くの差を生じていることが判る。これはA偏析がCの拡散により浮力を失つて凝固殻内にとち込められるのに反して、V偏析の場合には浮上の機会を失つた偏析帯が強制的にとじ込められたと考えてよからう。

#### 4. 押湯下の負偏析およびアバタ状偏析の成因

押湯を電弧で加熱している際、これを途中で突然打切ると小野寺<sup>2)</sup>らも述べているように、負偏析帯を生じることがある。写真1に6t鋼塊の負偏析帯の生成状況を示し、その周辺の分析値をTable 1Bに示す。

かかる負偏析帯の成因も底部負偏析の成因と同様に説明がつく。すなわち加熱により強制的に凝固を遅らせている状態から通電を打切ると、急速に凝固が始まる。この際凝固殻の生長速度が前述の下部負偏析帯の場合と類似であれば、母液は頭部加熱により高温に保たれているので富化層の浮上は容易で、ここに負偏析を生じると考えれば十分説明できる。このことは鋼塊頂部に生じるアバタ状偏析と結び合せればさらに良く説明できる。

すなわちこの負偏析層より浮上する粒状または塊状の偏析相は、鋼塊頂部の頂部偏析帯に至つて両者の比重差が少ないために浮上が停止する。一方頂部の凝固は早く完了するので爾後拡散の時間を与えられずにアバタ状の偏析として残留すると考えられる。このことは第II報のTable 1の分析値よりも明らかであり、P, Sの差に比べ比重を支配するC%にほとんど差が無いことより納得できる。

#### 5. 結 言

以上によりV偏析、底部および頭部負偏析あるいはアバタ状偏析など鋼塊の軸心上に生じる偏析現象を、偏析相の粒状化による浮上現象と結び合せて考えれば容易に説明できることを示した。

今後さらに扁平鋼塊のごとく横凝固の凝固様式が異なる場合のAおよびV偏析の調査により上述のAおよびA偏析の生成現象に対する説明の裏付けを行ないたい。

#### 文 献

- 1) 小野寺: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 1259
- 2) 小野寺: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 447

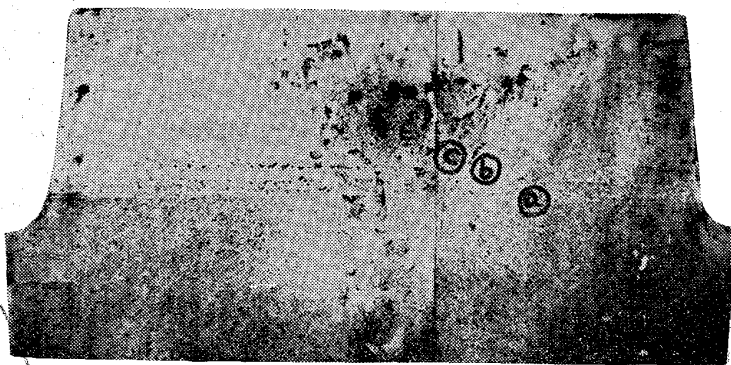


Photo. 1. Sulphur print of feeder head of 6t ingot.

### (85) 取鍋内における合金鉄の混合状況について

富士製鉄, 広畑製鉄所

大久保静夫・工博宮川一男・野村悦夫

○富永忠男・森 孝

Study on Mixing of Ferroalloys in Ladle.

Shizuo OKUBO, Dr. Kazuo MIYAKAWA,

Etsuo NOMURA, Tadao TOMINAGA,

and Takashi MORI.

#### 1. 緒 言

転炉出鋼時において、取鍋添加の合金鉄を均一に溶解させることは重要である。特にハイテン鋼等の合金鉄を多量に使用する鋼種では、合金鉄の取鍋での投入位置および投入場所を誤ると、鋼浴成分に不均一を生ずるおそれがある。そこでフェロアロイの混合状況を調査する目的で、RIを含むシリコンマンガンを取鍋に投入する試験を行なつた。また合金鉄の溶解と混合状況は、取鍋内での湯の流動と密接な関係があると考えられるので、これについては模型実験を行なつて観察した。ここにこれ等の結果について報告する。

#### 2. 実験方法

##### 2.1 RIによる実験

RIは<sup>60</sup>Coまたは<sup>59</sup>Feを用いた。合金鉄はSi-Mnを用いた。Si-Mnは粒度50×40×50mm程度で、組成は、Si 14~18%, Mn 60~65%である。RIはSi-Mnに均一に溶解させるか、あるいはSi-Mnの中央に3mmφの孔をあけて埋め込み、その上に鉄粉を詰めて栓をした。RIの投入時期はTable 1に示すように、出鋼初期から末期までの各段階および出鋼終了後である。転炉出鋼中におけるRIを含むSi-Mnの取鍋への投入は、人手によるかあるいは投入シュートを通して行なつた。出鋼後のRIの挿入は棒の先端に<sup>59</sup>Feカプセルを取付けて行なつた。挿入場所は取鍋の側壁から約30cm、溶鋼表面から深さ約50cmの所である。

実験は出鋼後取鍋を注入台に運搬してただちに注入する場合と、holding timeを取つた後注入する場合について行なつた。試料は出鋼後測温デッキにおいては取鍋の上部から、注入台においては注入始め時と各鋼塊の注入終了時に採取した。RI用試料の大きさは、15mmφ×30mm、化学分析用試料は38mmφ×50mmである。試料の放射能測定はシンチレーションカウンターにより