

## 技 術 資 料

## 特 殊 造 塊 法\*

中 川 義 隆\*\*

## Special Ingot-Making Process

Yoshitaka NAKAGAWA

## 1. 結 言

鍛造あるいは圧延用鋼塊として具備すべき条件は製品歩留が良いであり、その性状が品質的要求を満たしていることである。これらの条件は鋼塊の不均質性および諸欠陥の発生と深い関係がある。

一方、鋼塊の不均質性の根本原因は鋼塊の凝固に際しての鋼の物理的および化学的性質の変化に基づくものである。すなわち鋼の液態および固態における各種元素の溶解度および拡散速度、比容積、熱伝導度などの相違は各種偏析、引け巣、パイプ、気泡、介在物などの生成原因となる。造塊工程においては凝固が最も主要な過程であるため、上記諸因子の影響を避けることができない。

このため、最近では歩留や品質向上に対してとられる対策は精錬過程よりも造塊過程に重点を置いたものが多くなっている。

従来、一般におこなわれてきた造塊作業は溶鋼を一定形状の鑄型に注入してそのまま凝固させたのち、鑄型から抜き出す方式である。製品歩留や品質向上に対しては押湯形状、押湯の加熱保温、鋼塊形状、鑄込温度、鑄込速度、注入方式など多少の変更あるいは鋼塊切捨部の選定、皮剥きなどきわめて消極的な改善策がとられたにすぎない。換言すれば鑄型に注入された溶鋼は自然凝固しているといつても過言ではなく、凝固現象そのものを積極的にコントロールして鋼塊の不均質性や諸欠陥を改善する方法はあまり実用化されていなかった。

しかし、第2次世界大戦後鋼材に対する品質およびコスト両面からの要求はきわめてきびしいものとなり、これに対処して従来の造塊法とは全く別な観点に立つて凝固そのものをコントロールしようとする特殊な造塊法が開発され、すでに普及しているものも少なくない。

特殊造塊は歩留と能率向上およびコスト低減に主眼をおいたものと品質に主眼をおいたものとに大別されるがいずれもその評価には普通造塊法による鋼塊性状との比較が必要である。また、後工程の簡略化、製品の寿命延長や軽量化なども考慮しなければならない。ここでは特

殊造塊法のおもなものについて概要を紹介する。

## 2. 普通造塊法の鋼塊性状と各種欠陥

鋼塊はその脱酸の程度からリムド鋼塊、セミキルド鋼塊、キルド鋼塊に大別されるが、凝固状況、すなわち結晶の成長、引け巣、気泡の発生と分布、化学成分の偏析状況などが著しく異なっている。これらの鋼塊はそれぞれ用途および要求される性状が異なる。各鋼塊の内部性状についてはすでに数多くの解説がなされているため省略する。ここではほとんどの特殊造塊法がキルド鋼を対象としていることから、普通造塊法によるキルド鋼塊に現出する各種欠陥と凝固との関連について説明し、特殊造塊法を評価するうえでの参考とした。

## 2.1 キルド鋼塊の組織分布と凝固との関係

キルド鋼塊はその形状や大きさによってかなり組織分布や欠陥の現われかたが異なるが本質的な差はあまりない。ここでは酸性平炉で溶製し大気中で鑄造した、75 t 8角鋼塊を例にとり説明する<sup>1)</sup>。写真1は同鋼塊縦断面のサルファープリントおよびマクロ組織を示す。鋼塊内部は図1に示すように結晶状態によつてチル晶部、柱状晶部、分岐柱状晶部、等軸晶部、沈澱晶部および押湯部に区分される。また偏析に注目して逆V偏析帯、V偏析帯、負偏析帯、押湯濃化帯に区分される。

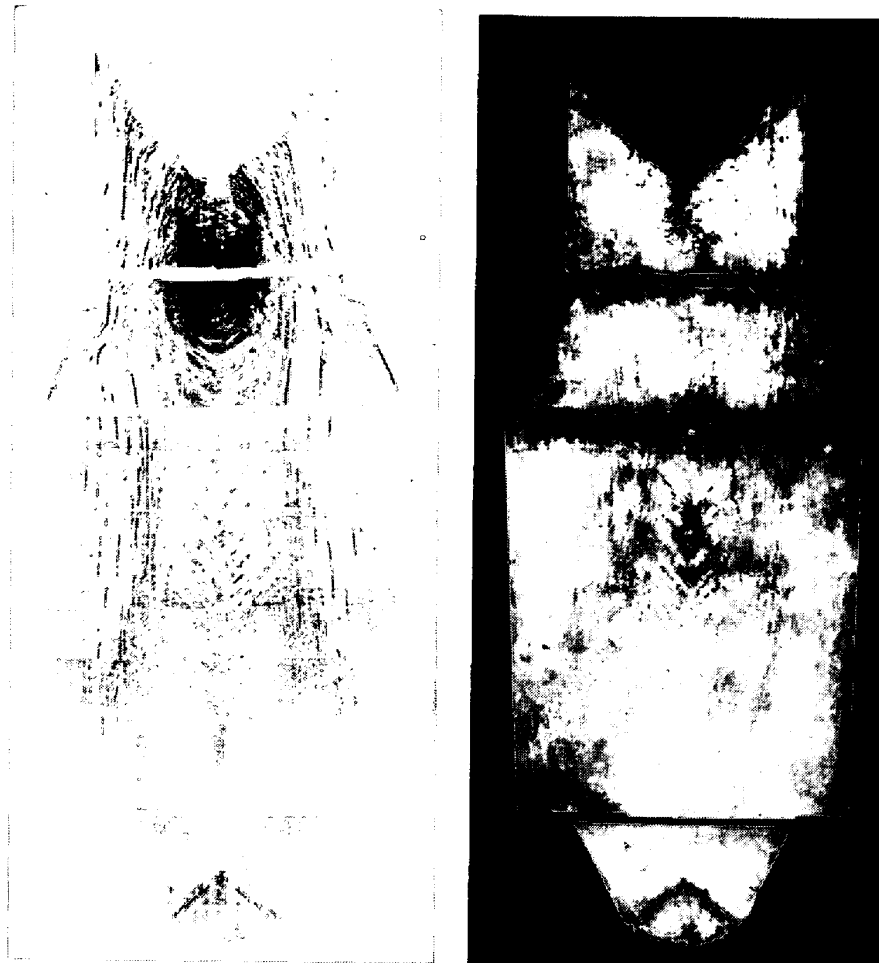
## 2.1.1 チル晶部および柱状晶部

鑄型壁と接する部分の溶鋼は急冷凝固する。この部分は結晶が微細で方向性のないことを特徴とし、通常チル晶部と称している。この部分は一般に薄い層である。急冷凝固するため成分的偏析はないが、介在物の浮揚の機会が少ないため鑄込溶鋼中に存在する介在物がそのまま残存し砂疵系の欠陥を生じやすい。また鑄型塗料などの影響や空気の捲込みなどに原因して微細なブローホールを生ずることもある。

チル晶から内部に、鑄型壁の垂線よりやや上向きに中

\* 昭和44年6月西山記念技術講座にて発表  
昭和45年10月19日受付（依頼技術資料）

\*\* (株)日本製鋼所室蘭製作所 理博



サルファープリント

マクロ組織

写真1 大型キルド鋼塊の内部性状 (75 t 鋼塊)

心に向かつて柱状に発達した結晶部を柱状晶部と称している。写真2に示すように柱状晶はきわめて明確な方向性を有し、これは凝固時の熱放散の方向と一致している。

柱状晶の成長度は鑄込温度や鋼種によつて異なるが、この部分は欠陥が少ない。しかし隅角部では柱状晶の尖端の交点で割れや偏析（いわゆるコーナーゴースト）を生じやすい。

### 2.1.2 分岐柱状晶部

この部分は柱状晶に連なり、鑄型の冷却効果が次第に小さくなる時期に凝固するものと考えられる。熱放散速度がおそくなり凝固界面近傍の温度勾配がゆるやかになるため、結晶個々の成長方向が一定とならなくなる。このため凝固組織は分岐柱状晶となり、その形態から樹枝状晶と称することもある。分岐柱状晶はその成長速度がおそく、かつ成長に方向性を有するため、選択凝固理論による凝固相尖端付近の溶鋼中への各種成分の濃化程度は著しくなり、逆V偏析などが生成する。逆V偏析は写真1および2にみられるように、おもに分岐柱状晶部に数列に不連続な線として現出する。鋼塊横断面では斑点状であることから紐状ゴーストとも呼ばれている。逆V偏析の生成機構については古くから多くの説明<sup>2)~14)</sup>が

なされているが、不明な点も多い。

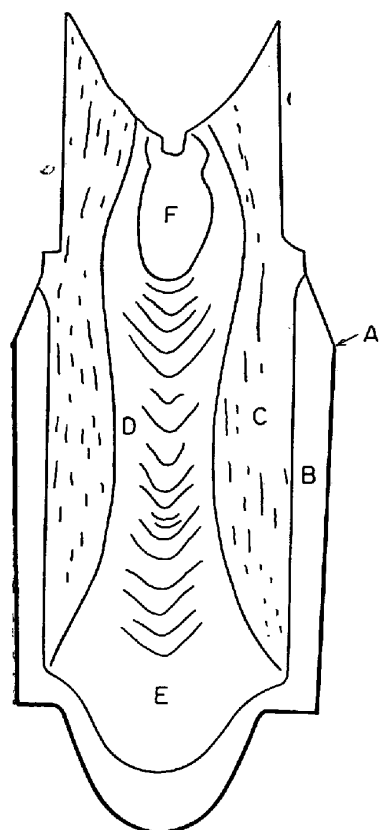
鋼塊の欠陥からみれば、この部分は各種成分の濃化が著しいため硫化物、酸化物、気泡系欠陥、ザク疵などが発生しやすい。

### 2.1.3 等軸晶部および沈澱晶部

鋼塊の中央に頭部から底部近くまで、方向性のない結晶によつて占められる等軸晶部が存在する。この部分は溶鋼の温度勾配がほとんど消失し、溶鋼全体がほぼ凝固点に達するところになつて結晶の発生が急速に多くなつてできたものと考えられる。この部分の底部に近い部分でおよそ1/3付近までに顕著な負偏析帯（この部分をとくに沈澱晶部と称す）があり、さらにその上方にV偏析帯が存在する。

負偏析帯は他の部分に比較し、各種成分は低値を示し酸化物系介在物や砂疵は他の部分より多い。この部分の成因および現象の説明は古くから沈澱晶説<sup>2)15)~18)</sup>をはじめ多くの説<sup>19)20)~26)</sup>があり、一致しない点も多い。この部分は介在物、砂疵の発現することが多く、鋼塊の品質上問題が多い。

一方、V偏析は鋼塊高さ中央から頭部にわたり等軸晶部内に現われる。その性状は逆V偏析と類似しており、



- A: チル晶部
- B: 柱状晶部
- C: 分岐柱状晶部  
(逆V偏析帯)
- D: 等軸晶部  
(V偏析帯)
- E: 沈殿晶部  
(負偏析帯)
- F: 押湯濃化部

図1 組織分布の概略



写真2 チル晶部、柱状晶部のマクロ組織

P, Sその他の成分の偏析, 硫化物, 酸化物, ザク疵などが多く, いわゆる粗鬆部分となつている. なお軽微なVゴーストは沈殿晶部にも現われるが, 砂疵の多くはこの部分に認められる.

これらの部分の良否は歩留や品質を決定する重要な因子となつている.

2.1.4 押湯濃化部

この部分は各種成分が濃縮, 集積した部分でC, S, P, H, N, Oなどはもとの溶鋼の平均濃度の2~3倍になることもめずらしくない. 凝固収縮によつて生ずるパイプはこの部分に残り, 押湯の大小は歩留に大きな影響をおよぼす.

2.1.5 小括

以上, 普通造塊法によつて製造したキルド鋼塊の内部性状を示し, 主要組織の分布について説明したが, その生成機構の基礎になつているものは, 熱放散の速度と方向, 選択凝固現象および鋼の固液間の密度差にもとづく浮揚沈降現象である.

したがつて鋼塊の内部構造を変えて, 使用目的に合致する性状を得るためには, これらの現象を根本的に変えるか, あるいはその程度を変える以外に方法はない.

2.2 鋼塊に発生する各種欠陥と凝固との関係

鋼塊に発生する各種欠陥はほとんど凝固過程に生成する. したがつてその種類, 発生頻度, 程度および分布状態などは鋼塊の凝固条件によつて著しい影響を受ける.

凝固条件としては溶鋼の種類, 溶製方法, 鑄込速度, 鑄込温度, 鑄型の形状および材質, 雰囲気などきわめて多くの因子がある. また欠陥の発生状況も唯一の性格をもつた単純なものとは限らず, むしろ数種の欠陥の性質をもつた複雑な欠陥として現われる場合が多い.

2.2.1 鑄肌不良

湯じわ, 二重肌, 気泡, 砂かみなど鋼塊肌の不良は圧延材にとっては致命的な影響をおよぼす. 鑄肌不良の原因としては脱酸の不適當, 注入時の溶鋼飛沫, 湯面の波立ち, 低温鑄込時の凝固膜の生成, 鑄型内面の不良(汚染, 亀裂, 溶損)などがあげられる.

2.2.2 気泡

写真3に鋼塊表層近傍に発生した気泡の断面を示す. 溶鋼に溶解している水素, 窒素などのガス類や炭素と酸素の反応によつて生ずるCOガスは凝固過程に溶鋼温度の降下および凝固にともなつてその溶解度を減じ, 余剰分は気体状態となり気泡が生成する. この気泡が凝固完了までに鋼塊外に逸出しなければ欠陥となる.

溶鋼中で気泡が発生するためには, ガス放出圧  $P_g$  が溶鋼の静圧  $P_f$ , 溶鋼の受ける大気圧  $P_a$  および溶鋼の凝集力により気泡の受ける圧力  $P_c$  の和よりも大きいことが必要である. すなわち

$$P_g > P_f + P_a + P_c \dots\dots\dots (1)$$

ここで,  $P_f = \rho gh$  ( $\rho$ : 溶鋼の密度,  $g$ : 重力加速度,  $h$ : 溶鋼の深さ),  $P_a = 1$  および  $P_c = 2\sigma/r$  ( $\sigma$ : 溶鋼の



写真3 気泡



写真4 パイプ

表面張力,  $r$ : 気泡の半径) であるから (1) 式はつぎのように表わされる.

$$P_g > \rho gh + 2\sigma/r + 1 \dots\dots\dots (1)'$$

十分に脱酸された溶鋼においては, 特別の原因がない限り, 均一溶鋼内で気泡の発生するほどガス含有していない. したがって溶鋼の温度が下がっても各種ガスの放出圧は小さい. しかし凝固の際には固液両相のガス溶解度に著しい差があるため, 逐次残溶鋼中へのガス成分で濃化し, その部分が凝固するときのガス放出圧はかなり高値を示すようになる. 気泡の受ける圧力は (1)' 式から溶鋼の深い位置ほど, また気泡半径の小さいほど大きくなる. 溶鋼の凝集力による圧力は表面張力を  $1200 \text{ dyne/cm}^2$  とすれば気泡半径が  $1 \text{ mm}$  のとき  $0.024 \text{ atm}$ ,  $0.01 \text{ mm}$  のとき  $2.4 \text{ atm}$  となり, 気泡が均一溶鋼内で生成することはほとんどないと考えるべきで, 凝固開始後各種ガス成分が濃化された時期に, 主として凝固相尖端の微小空隙や混入介在物を核として発生するものと考えられる.

したがって, 気泡はキルド鋼塊においては逆 V 偏析帯, V 偏析帯, 押湯直下などに多く発生し, 後述のザク疵や砂疵をともなつたものや, これらの欠陥の性質を兼ねた気泡系欠陥として現われる.

2.2.3 パイプ

BENEDICKS ら<sup>29)</sup>はC含有量の異なる鉄について比容積と温度との関係を図2のごとく求めているが, 凝固過程

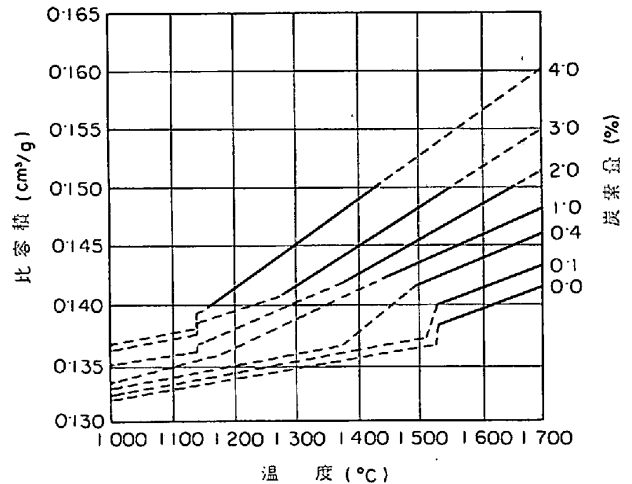


図2 鉄の比容積と温度との関係

では溶鋼の温度降下および液態から固態への相変化にともない体積を減少する. したがって鑄型内で溶鋼が収縮部分に逐次補給されない場合には写真4に示すような空隙を生ずる.

キルド鋼塊では押湯をつけ, あるいは頭部を保温することによって本体の凝固にともなう収縮に対して溶鋼を補給している.

2.2.4 非金属介在物

(1) 酸化物系非金属介在物

酸化物系非金属介在物の成因については砂疵, 砂かみなどとほぼ同じであるがそのサイズが微細なものをさしている. その根源はつぎのように大別される.

- i) 脱酸生成物のごとく, 溶鋼内で生成したもの
- ii) 耐火物, 鋼滓などの混入したもの
- iii) 耐火物と溶鋼の反応生成物の混入したもの
- vi) 溶鋼成分と空气中酸素との反応生成物

これらの酸化物のうち, 比較的大型のものは鋼塊の凝固完了までに浮揚離脱する. しかし微細なものは鋼塊中にそのまま残留し, 砂疵, 砂かみ, 非金属介在物などとなる.

いわゆる非金属介在物と称する微細なものは鋼塊の冷却過程に生成, 析出するが多い.

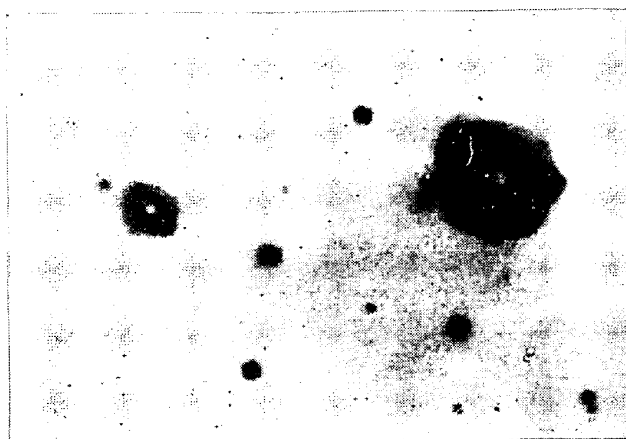
脱酸は脱酸剤添加時にもつとも進行する (1次脱酸) が, その後温度降下によりさらに進行し新しい脱酸生成物を生ずる. また, 凝固に際しては脱酸性元素や酸素の液相中への濃化が起こり, 両者の平衡関係以上の濃度となり, 脱酸反応によつて酸化物ができる. いづぼう, 溶鋼の温度が低下すると, これら2次脱酸生成物の浮揚は困難となり鋼中に残留する機会が多くなる.

実際の鋼塊の凝固過程における各種元素の濃縮に関する資料は少ないが平衡状態における固液両相の濃度比から求められる偏析係数を表1に示す<sup>29)</sup>.

同表から推定できることは, Si, Mn および Al のうち, Si の液相中への濃縮がもつとも大きいことである.

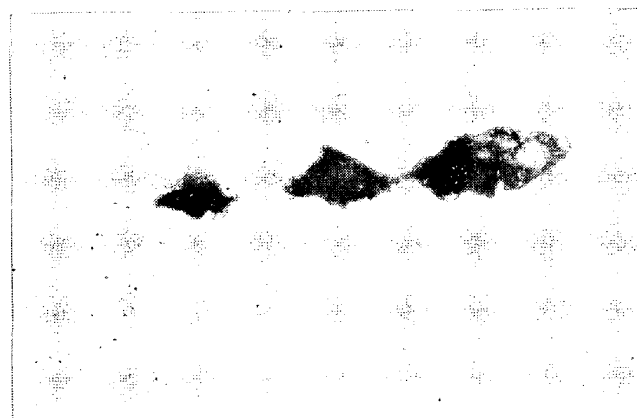
表1 鉄中各種元素の偏析係数(1-K)

固相	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	O	H	N
$\delta$	0.87	0.34	0.16	0.87	0.98	0.08	0.86	0.98	0.68	0.72
$\gamma$	0.64	0.50	0.05	0.94	0.98		0.93	0.98	0.55	0.46



珪酸塩系

×120



アルミナ系

×250

写真5 酸化物系非金属介在物

また酸素は Si などに比較して相当濃縮の程度が大きいこともわかる。したがって、これら元素の濃縮により平衡関係が破れると  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{MnO}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  が生成する。そのうち  $\text{SiO}_2$  の生成はとくに顕著であると推察される。これらの脱酸生成物は写真5に示すように珪酸塩系あるいはアルミナ系介在物として鋼塊に残存しやすい。

## (2) 硫化物系非金属介在物

硫化物系非金属介在物は前述の酸化物系非金属介在物とならんで主要な介在物である。

一般に溶鋼中の S 量は精錬中に除去され、特別な場合以外は 0.04% をこえることはない。また強力な脱硫性元素を含む場合以外は溶鋼中で硫化物相として分離した状態は存在しない。さらに溶鋼の温度降下によつて新しい脱硫反応生成物が生ずることは少ない。

しかし、S の固態鉄中への溶解度はきわめて小さく、

凝固に際しての残存溶鋼中への濃縮の程度は著しい。したがって冷却のおそい部分の突端などにおいては、単に微細な硫化物として鋼中に残存し非金属介在物となるばかりでなく、これが集合して析出し、いわゆる V ゴーストや逆 V ゴーストなどの偏析帯を生ずる。

周知のごとく硫化物の析出形態は 3 種に大別され<sup>30)</sup>、このうち連鎖状またはフィルム状に析出する II 型の硫化物は製品材質の異方性や割れの伝播を助長するため好ましくない。

### 2.2.5 砂疵, 砂かみ

砂疵および砂かみは酸化物であり、成因は前述の酸化非金属系金属介在物の場合と全く同じであり、写真6に示すように肉眼的に観察しうるほど大きい点だけが異なっている。通常、溶鋼中の介在物は STORKES の法則に従つて浮揚する。この法則によつて求められる浮揚速度は最終速度を示すもので、その速度で最初から最後まで浮揚するとは限らないが、いずれにしても砂疵や砂かみと呼ばれる大きな介在物はきわめて容易に浮揚し溶鋼から離脱するものと考えられる。すなわち、極端な低温 casting やなんらかの原因により溶鋼の粘性が非常に大きいなど特殊な場合を除き、大きな介在物は凝固前に浮揚する。しかし現実には砂疵や砂かみが存在する。その原因としてはつぎのことが考えられる。

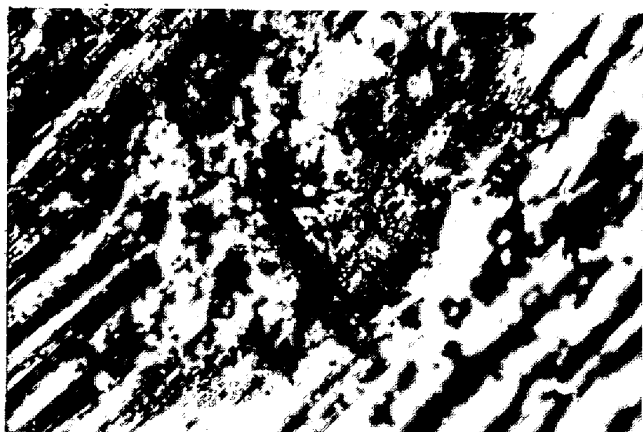
- i) 前述のような特別な条件下での混入あるいは生成
- ii) 通常の凝固過程における大型介在物の混入あるいは生成と、その浮揚不能または浮揚途中での捕捉
- iii) きわめて微細な介在物の凝固過程における凝集および肥大

i) および ii) はきわめて特殊な場合であり、高級鋼塊の製造過程ではあまりおこらない。一方、前述の凝固過程において生成する脱酸生成物や耐火物と溶鋼との反応生成物および溶鋼の大気酸化による生成物などは微細で iii) の原因に属する。また iii) の原因によると考えられる砂疵は負偏析帯に現出することが多いが、その場合でも発生位置は軽微ではあるが濃化偏析帯である。

いずれにしても凝固時における諸種の現象と密接な関係がある。

### 2.2.6 ゴースト

鋼塊内には前述のごとく V 偏析帯および逆 V 偏析帯が存在する。この部分は硫化物、燐化物その他不純物が多い。え、割れ疵、ザク疵、酸化物などをともなう場合が



砂 疵

×10



砂 かみ

×1

写真 6 砂疵および砂かみ

多い。したがってこれらゴーストは欠陥の集合帯とみなすことができる。

### 2.2.7 ザク疵

ザク疵は局部的に給湯不十分で凝固が完了したために発生する微小な空隙で、前述のパイプ系欠陥と本質的に同じものと考えられる。しかし、先に説明したように、このような部分ではガスが放出しやすいためにザク疵と気泡系欠陥との複合した形態となつて発現する。

また最終凝固時に生成するので硫化物や酸化物の析出も多く、これらをともなつたものが多い。

### 2.3 概 括

キルド鋼塊の主要な組織分布および欠陥について、その概略を説明したが、欠陥の生成は本質的には溶鋼の温度降下、および液態から固態への相変化にともなう諸性質の変化に起因する。これを要約すると図3のとおりであり、諸欠陥がそれぞれ多くの因子の影響を受けていることがわかる。

したがってこれらの欠陥に対する根本的対策としては、最終的には液態から固態への相変化を適当に制御することがもつとも効果的であると考えられる。

### 3. 特殊造塊法

従来、受鋼から型抜きまでの工程を造塊工程と呼んでいたが、最近ではこの工程の中にも精錬操作の含まれることが多い。したがって RH 法、DH 法、出鋼脱ガス法、ASEA-SKF 法などの真空処理法はむしろ精錬工程に属し、造塊工程は溶鋼の鑄型への注入と凝固および型抜

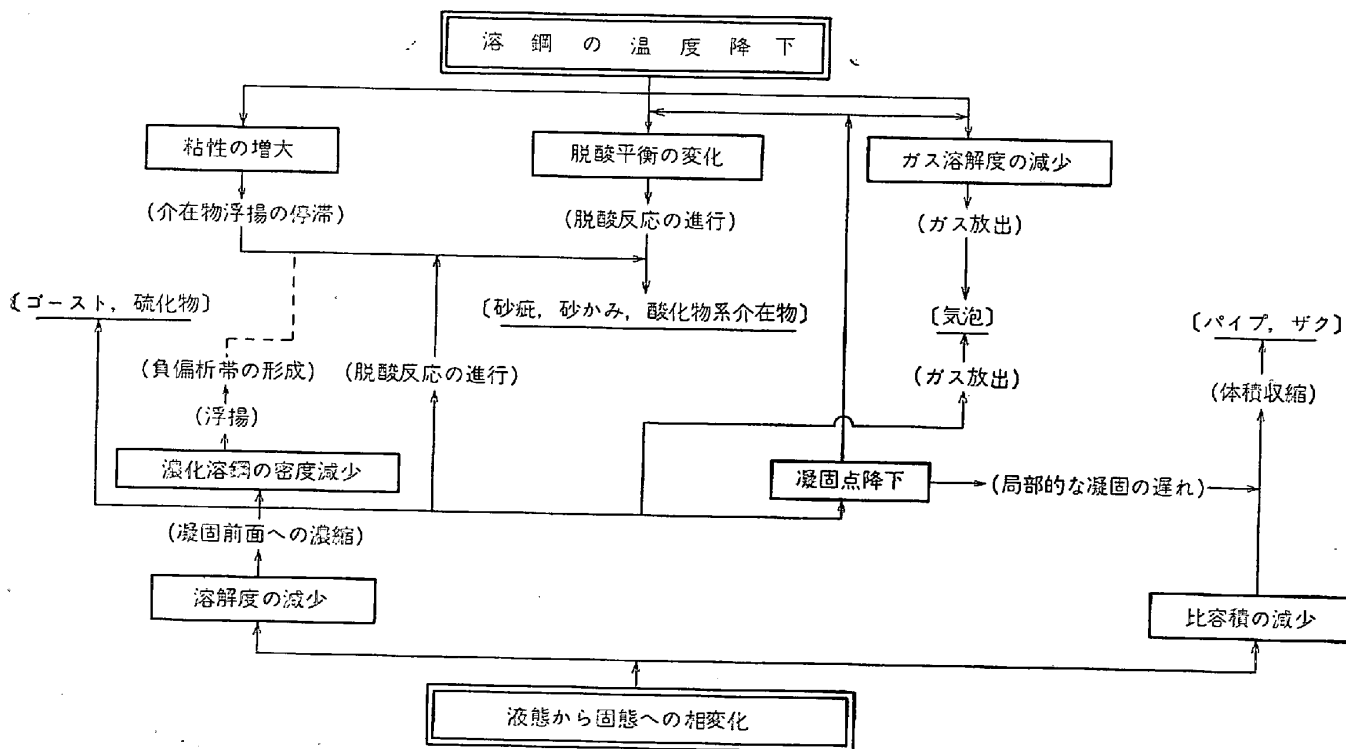


図3 キルド鋼の凝固過程における諸性質の変化、現象と諸欠陥の関係

きと解釈すべきである。造塊を上述べのごとく定義すると特殊造塊法は鑄込方法に関するものと凝固法に関するものに大別される。

特殊な鑄込方法としては真空鑄造法、加圧鑄造法、撒核凝法などがあるが、真空鑄造法を除いてはむしろ凝固過程に主眼をおいたものといえる。

凝固をコントロールして鋼塊の内部を均質なものとするために理論上からは3つの方法がある。すなわち徹底的に急冷凝固させるか、あるいは一方より徐冷凝固させるか、または最後まで攪拌しつつ凝固させるかである。

しかし、現実には複合的な考え方によるものも少なくない。

一方、品質に重点をおいたもの、一定の品質を確保しながら歩留あるいはコストに重点をおいたもの、および両者に重点をおいたものに区分することも可能である。

### 3.1 連続鑄造法

本法は普及度からみれば特殊なものとはいえず、その原理や特徴についてはすでに本誌技術資料<sup>31)</sup>その他で紹介されているので詳細については省略する。

すでに100年以前に BESSEMER<sup>32)</sup>によつて熔融金属から直接かつ連続的に棒状や板状の製品を製造しようという考えが明らかにされた。しかし、鋼については凝固温度が高く熱伝導率が小さいこと、および大量生産という条件のために、本法が工業化されたのは第2次大戦後である。

本法はピレット引抜き方式など設備上数種に区別されるが、凝固には大差ない。すなわち、タンディッシュノズルを通して水冷モールドに鑄込まれた溶鋼は冷却帯をとつて凝固を完了する。

本法の長所はつぎのとおりである。

- i) 設備投資が生産能力に対して安い。
- ii) ピレットの表面肌がよく、成分偏析が少ない。
- iii) 製品は普通造塊法による鋼塊から製造したものに比較して同等あるいは若干すぐれている。
- iv) インゴットケースを用いる造塊法にくらべて造塊費が安い。
- v) 鋼塊歩留および製品歩留がきわめてよい。

本法にも種々の問題点はあつたが、現在では著しく改善されている。大型キルド鋼ピレットへの適用、リムド鋼への適用などが今後の課題であろう。

### 3.2 真空造塊法

鉄鋼を真空中で溶解すれば、その性質が著しく向上することは古くからよく知られていたが、真空技術上の問題、とくに真空ポンプの性能の問題からその工業化はあまり発展しなかつた。

しかし、第2次大戦後真空ポンプその他真空機器類の急速な進歩により真空技術上の問題が解決されるととも

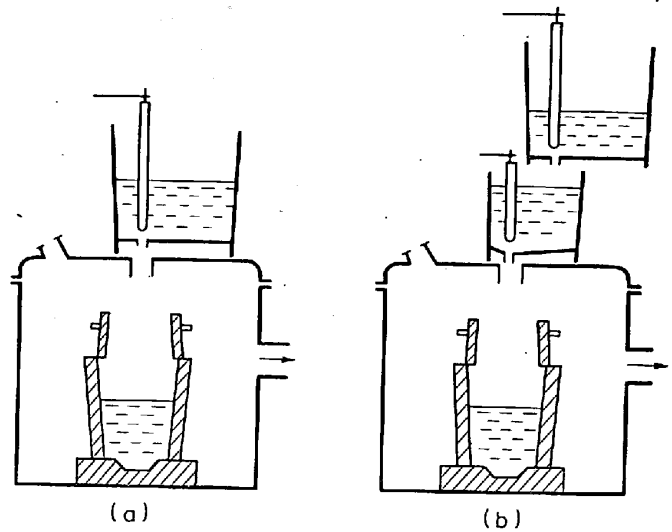


図4 真空鑄造法

に、鉄鋼材料に要求される品質もきわめて高度になつてきたため真空溶解や鑄造が工業的規模で普及してきた。

溶鋼の真空処理には出鋼時や受鋼後取鍋でおこなわれるものも多いが、ここでは溶鋼の鑄型への注入段階から凝固完了までの過程において真空処理する方法についてのみ説明する。この場合、鑄込時に真空処理する真空鑄造法、鑄込後凝固過程の鋼塊を真空処理する鑄型脱ガス法とに大別されるが、真空容器内で溶解鑄造する真空溶解法も真空造塊法の範疇にはいる。

#### 3.2.1 真空鑄造法

図4(a)に示すように、鑄型をセットした真空タンク上に受鋼鍋を置き溶鋼を鑄込んで脱ガスする。一般には受鋼鍋から直接鑄込まず、図4(b)に示すように中間鍋あるいはストッパー付きの樋を通して鑄込む方法が採用されている。

本法は1952年頃に Bochumer Verein 社で工業化に成功したもので流滴脱ガス法の代表的なものであると同時に大型鍛造用鋼塊の製造にはほとんどこの方法が用いられている<sup>33~36)</sup>。

当初、脱ガス真空度は5~20mmHgであつたが、その後さらに品質に対する要求が高まつたこと、鋼塊の大型化が進んだこと、あるいは大型スチームエゼクターポンプの開発が進んだことによつて、現在では0.5mmHgあるいはそれ以下の圧力で脱ガスする場合が多い。

鑄込中に真空下で凝固する量は少なく、全体的な凝固は大気圧下であつて真空が鋼塊の全般的な凝固に影響をおよぼすとは考えられない。多くの研究結果によれば、真空鑄造によつて鋼塊の組織分布の本質的な変化はないとされている。

しかし、凝固以前の溶鋼のガス溶解量を、凝固後の鋼の溶解度以下にすることも可能であり、凝固時の各種ガス成分の濃化を軽減することができる。また真空下における鑄込では鑄型内の溶鋼が強烈な沸騰状態となり、介

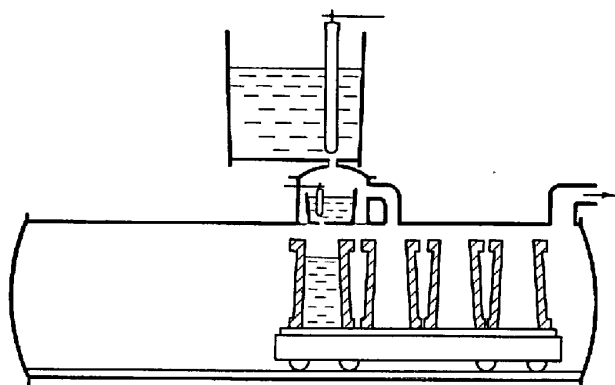


図 5 台車真空鑄造法

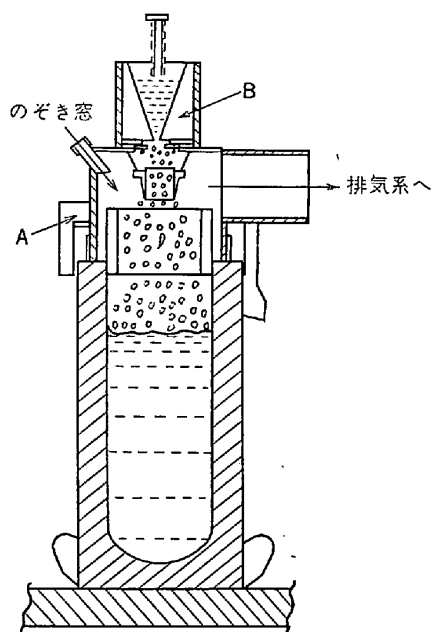


図 6 Gero の真空鑄込法

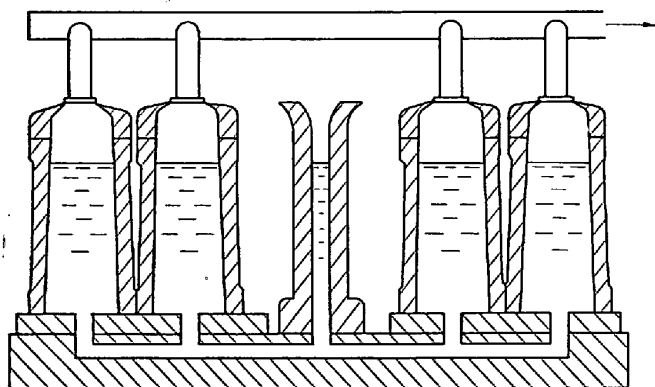


図 7 鑄型脱ガス法

在物の浮揚分離も容易である。したがって鋼塊内の微小な空隙、硫化物の偏析、非金属介在物および砂疵などの減少に影響すると考えられる。

本法は造塊コストを高くするが、品質向上と熱処理工

程の短縮でじゅうぶんに補われる。

### 3.2.2 台車真空鑄造法<sup>37)38)</sup>

原理的には前述の真空鑄造法と同じであるが、一つの真空タンク中で数本の鋼塊を鑄込める点に特徴がある。

図 5 に示すように真空タンク内の台車に鑄型を置き順次鑄込んでいく方法であるため、大型鋼塊には適さない。なお本法と同様の考えかたのものとして、台車の代わりに回転盤を用いる US Steel 法<sup>39)</sup>がある。

### 3.2.3 Gero 法<sup>40)</sup>

図 6 に示すように鑄型の上に真空フードを置いて鑄込む方法であるが原理的には真空鑄造法と同じである。広範囲の鑄型に適用できるが作業は複雑である。

### 3.2.4 鑄型脱ガス法

図 7 に示すような装置で、鑄込後真空脱ガスする方法であるが、大型鋼塊では鋼浴が深く、またキルド鋼であれば攪拌効果もないため、むしろ非時効性軟鋼板用リムド鋼塊などに適している。この種の方法には Haesh-Westfahlenhütte 社でリムド鋼の真空処理のために開発したものがある<sup>37)38)</sup>。

## 3.3 消耗電極式アーク溶解法

本法は溶解材料を電極として、アーク熱によつてその先端を溶解して下方の冷却鑄型内で凝固させるものであり、アルゴン雰囲気でタンタルの溶解をおこなつたのはじまる。その後、この方式によりチタンやモリブデンなどの鑄塊を得るための研究がおこなわれ、消耗電極式真空アーク溶解法は高度の発達をした。現在では鋼についても工業化されており、米国を中心に普及し 30 t 程度の鋼塊も製造されている。

一方、真空中や不活性ガス中でなく、大気中において適当な組成のスラグを冷却鑄型内に入れ、その中で消耗電極を溶解しながら鑄塊を製造するエレクトロスラグ再溶解法が開発され 20~40 t の鋼塊まで製造されている。

### 3.3.1 消耗電極式真空アーク溶解法<sup>41)~47)</sup>

#### (1) 方法

図 8 に溶解炉の原理を示す。溶解原材料とする棒状金属の消耗電極の下端をアーク熱で溶解し、これを水冷鑄型内で逐次凝固させる。この際、炉内を真空ポンプで排気して真空としたり、不活性ガスで置換しておく。

#### (2) 効果

アーク熱によつて溶解され液滴となつて真空中や不活性ガス中を落下するため、脱ガスされたり不純元素が蒸発除去される。また水冷銅鑄型を使用するため不純物の混入がなく、浮揚精錬作用があることから高純度の金属が得られる。水素、酸素、窒素の除去率および非金属介在物の除去率は他の真空処理法、たとえば流滴脱ガス法などに比較して著しく高い。一方、水冷鑄型内に液滴として落下した金属は layer by layer に急冷凝固するため、普通の造塊方式にみられるような偏析がない。

また、ピンホール、収縮孔、粗大晶などを生じない。



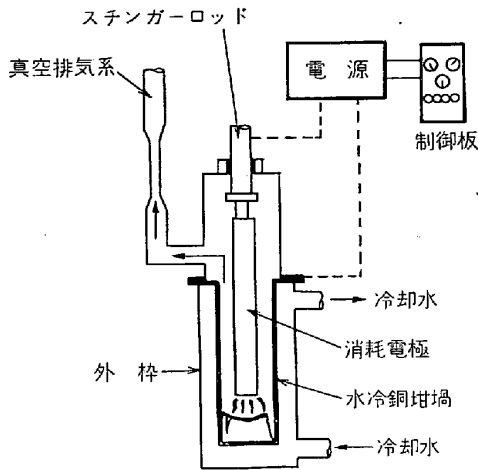


図8 真空アーク炉概略図

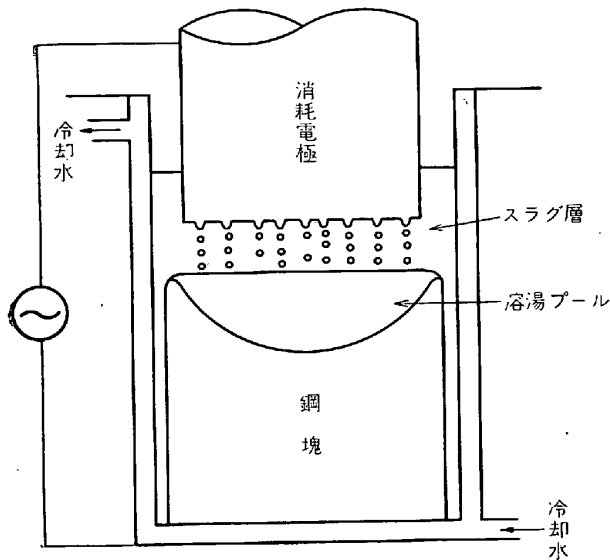


図9 エレクトロスラグ再溶解法

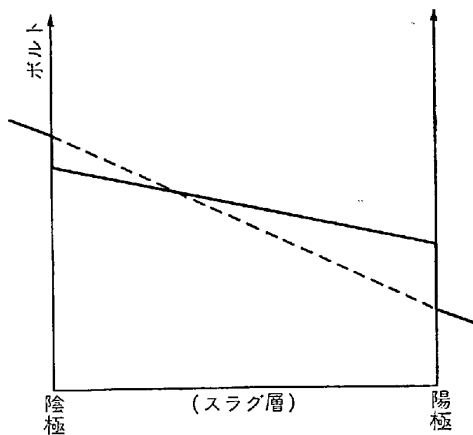


図10 エレクトロスラグ再溶解法における電圧降下

その結果歩留りが10~60%向上し、伸展性、強靱性、鍛造性などの加工性が向上する。

不純物、偏析が少なく、結晶が微細であることは機械的性質にもよい影響を与える。すなわち、クリープ破断

強度、疲労限の向上、耐熱鋼の熱間加工性の向上、高温クリープ強度の向上、ラプチャー試験後の伸び絞りの向上などの効果がある。また、ステンレス鋼における耐食性の向上、磁性材料における磁性持続性の向上、電力損失の減少などが期待できる。

以上の長所に対して短所もいくつかあげられる。鋼種や鋳塊の直径などにより最適溶解条件が異なるため、消耗電極の製作、性状、電極と鋳型との直径の割合、溶解電流および電圧、冷却水量、真空度、雰囲気状態などの諸条件の決定がむずかしい。鋼塊肌があまり良好とはいえず、水冷鋳型であるため鋼種によつては割れを生ずるおそれがある。また、原材料で一度消耗電極を作り、これを再溶解するため経済性が劣る。さらにマンガン、クロムなど蒸発しやすい成分の調整が困難である。

本法は米国で多く採用されているが、航空機部品、特殊な化学工業用部品の製造に用いられている。

### 3.3.2 エレクトロスラグ再溶解法<sup>45)~52)</sup>

#### (1) 方法

本法は1954年、ソ連 E. O. Paton 記念電気溶接研究所において開発された高級金属材料の溶製法であり、図9に示すように熔融スラグ中で消耗電極を溶解し、スラグを通して落下した熔融金属を水冷鋳型内で凝固させる。

消耗電極の溶解はスラグの電気抵抗熱によるものと従来考えられてきたが、最近の研究<sup>53)</sup>によれば図10に示すように電極とスラグの境界において著しい電圧降下が認められ、この部分に short arc が存在し、その熱によつて溶解されるものと考えられるようになった。したがつて電極が溶解されてできた金属液滴はきわめて高温になるものと推察され、そこで起きる精錬反応も通常のスラグメタル間の反応とは異なるものと考えられている。スラグには  $\text{CaF}_2$  を主体とした  $\text{CaF}_2\text{-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  系のものが多く用いられる。

#### (2) 効果

熔融スラグによつて酸化物および硫化物を吸収除去させると同時に大気による汚染を防ぐので、清浄な鋼が得られる。凝固は速度の差はあつても原理的には前述の消耗電極式真空アーク溶解法の場合と同じであり、偏析がなく、鋼浴における非金属介在物の浮揚も活発である。

さらに、ホットトップ操作により頭部の凝固収縮をなくすと同時に、衣造塊法<sup>54)</sup>と同じ原理で鋼塊肌がきわめて良好であるため歩留りが著しく向上する。一方材質的には非金属介在物の著しい低減により、機械的性質における異方性がなくなり、靱性やタービン部品における高温特性が改善される。

しかし、チタン、アルミニウムなど活性元素の歩留りが悪く、水素や窒素の除去が困難であることなどの欠点も残されている。

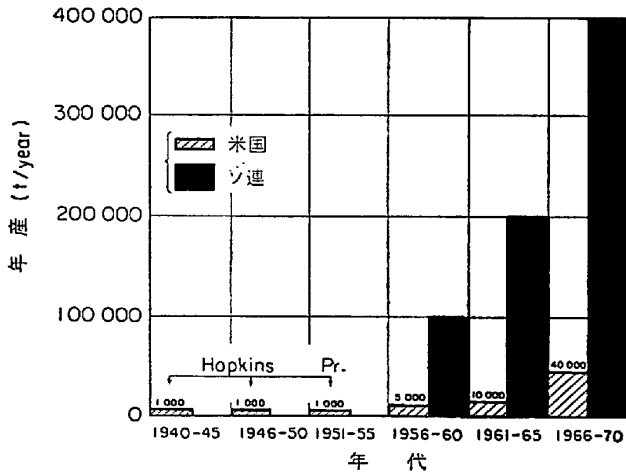


図11 米国およびソ連における ESR 生産体制の変遷

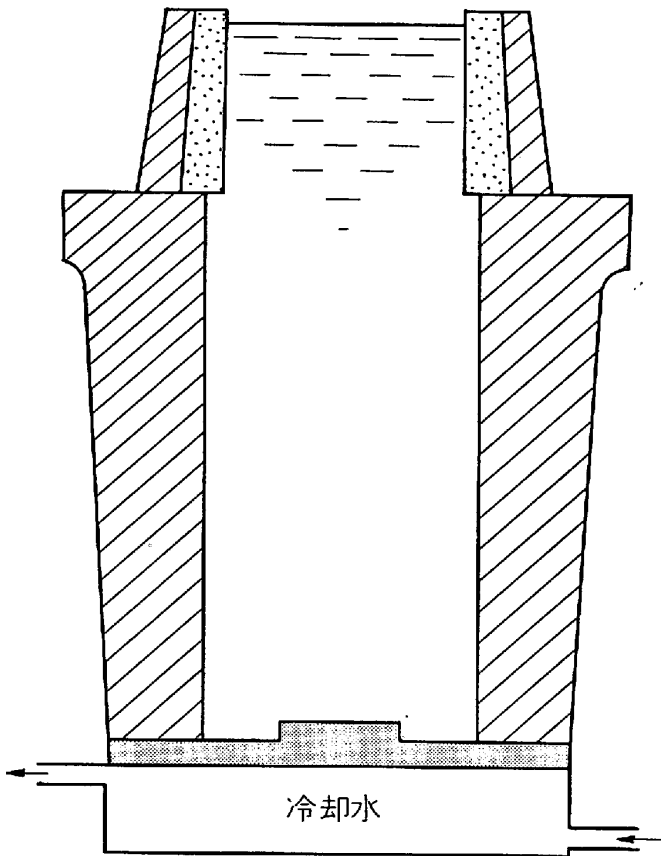


図12 底部冷却凝固法

### (3) 本法の将来

本法による鉄鋼およびニッケル基合金の生産量の推移をソ連と米国を例にとつて示すと 図11 のとおりであり近年著しい発展をとげている<sup>55)</sup>。今後もこの傾向は続くものと考えられ、米国を主体に自由諸国で急速に普及すると予想される。技術的な面で将来とくに注目されるのは本法による大型鋼塊の製造であり、ソ連および西ドイツで開発が進められている。その方法は複数の電極を用いる交換方式あるいは継ぎ足し方式によつて電極を断続

または連続的に供給するもので、近い将来数百トンの鋼塊も製造可能となるであろう。この場合、水素の影響が問題であるが、真空脱ガスした溶鋼で電極を製造すればよいことがすでに明らかにされている。

経済性の点では多少難点があるが、歩留りがよいことや熱処理工程および加工工程の短縮、さらに製品品質の向上による price up などにより補えるようになる。

### 3.4 底部冷却凝固法<sup>56)</sup>

#### (1) 方法

本法は鋼塊底部からの凝固速度を、側面からの凝固速度より速くして、鋼塊下半部の沈澱晶とVゴーストの消滅をはかり、かつ、逆Vゴーストを鋼塊上部に追込むものである。側面からの凝固を遅らせる方法も考えられるが、鋼塊全体の凝固を遅らせることは、成分濃化などの問題があるため、図12 に示すように底部を積極的に冷却する方法が望ましい。

#### (2) 効果

本法によつて製造した鋼塊には沈澱晶的な結晶組織は明確には認められず、この部分の肉眼的砂疵はきわめて少なくなつている。また、負偏析も明りようでなく、成分的にも均質な鋼塊が得られている。

しかし、大型鋼塊では底部の冷却方法に問題があり、とくに水を使用することは安全上好ましくない。

### 3.5 圧力鑄造法<sup>57)~63)</sup>

本法は最初、鑄鋼製の鉄道車輪を製造するために Griffin Wheel Co. で考案されたものであるが、その後多くの研究と改善を重ねて特殊鋼、ステンレス鋼、炭素鋼などのスラブやビレットにも適用され、最近ではかなり大型のものまで製造されるようになった。本法は後述するような多くの利点があるため、連続鑄造とともにスラブやビレットを製造する方法として将来主流の一つになるといわれている。

#### (1) 方法

図13 に示すように、密閉容器内の溶鋼面に圧力を加え溶鋼中に挿入した管を通してそれに連結してある黒鉛製鑄型内へ溶鋼を押し上げて鑄込む。容器(取鍋)の底部にはくぼみがあり、溶鋼がほぼ完全に鑄込まれるようになっており、鑄込まれた溶鋼は逆流しないように工夫することによつて一つの取鍋で数個の鋼塊を鑄込めるようになってきている。最近では完全に装置化されたものが普及されつつある。

#### (2) 特徴および効果

本法の最大の特徴は鑄型材料として良質の黒鉛を用いて、その特性を有効に利用していることである。黒鉛は耐熱衝撃性が大で、温度勾配が著しく大きくなつても熱応力割れが生じない。また熱膨張率が小さく寸法精度が高められる。たとえば Griffin 式で製造されている直径 33 inch の車輪の偏差は 0.02 inch 以下といわれている。

また、形状の変動が少なく、機械切削性がよく、鑄型

表2 普通造塊法との強度の比較

方向	方 法	引張り強さ (UTS)	切欠引張り強さ (NTS)	NTS/UTS
横	従 来 法	242 000psi	188 000psi	0.77
	圧力鑄造法	228 000	251 000	1.10
縦	従 来 法	239 000	259 000	1.08
	圧力鑄造法	231 000	251 000	1.08

の再生が迅速かつ容易であるなど鑄型材料としての条件を備えている。一方、鑄型寿命も長く、2000回以上の使用が可能である。しかし、このような多くのすぐれた性質を有しているにもかかわらず、黒鉛は金型に比較して機械的性質が劣っているため従来の普通造塊法には不適當である。すなわち、溶鋼を注入する際の黒鉛の侵食および溶鋼の飛沫によつて、鑄肌表面に「すくわれ」「しぼられ」などの欠陥が生じる。この難点を解決し、黒鉛の特質を十分に生かすために考案されたのが本法である。スラブやピレット製造上の年来の課題は、製造工程の短縮、産出歩留りの向上、各種サイズへの融通性などであった。本法は良質の黒鉛鑄型の出現とあいまつてこれらの問題点を大幅に改善することを可能にし、つぎに示すような多くの利点を有している。

i) 鑄肌欠陥の少ないものが製造されるため、ステンレス鋼などではスカーフィングやコンディショニングが大幅に減少もしくは省略される。

ii) 押湯部ならびに底部の切断ロスが著しく減少し、溶鋼に対する平均歩留りは従来の造塊法における80%から95%に向上するといわれている。また、Washington Steel社における操業結果によれば、溶鋼から熱間圧延コイルまでの工程における歩留りは90%を越えると報告されている。

iii) 溶鋼から圧延工程まで連続的に作業をおこなえるため、熱効率がよく、かつ作業工程が著しく短縮される。

iv) サイズの異なつたスラブを同一ヒートから製造できる。

v) 操業の自動化が可能である。

vi) レイアウトが簡潔で融通性に富んでいる。

vii) 鑄込速度が向上し、生産量が増加する。Amsted社における結果によれば、1時間に40000lbのスラブを15個鑄造できるといわれている。

一方、圧力鑄造された鋼塊の性質についてはあまり詳細な報告はおこなわれておらず、疑問点もあるが、DOWNSら<sup>50)</sup>によればつぎに示すようなすぐれた点がある。

i) スプラッシュがなく、湯が乱れないためガスの侵入および酸化が少なく表面肌がよい。

ii) 外的原因による介在物が少ない。

iii) 凝固が急速におこなわれるので、介在物のサイズは小さく、また化学成分の偏析がなく均一なものが得られ、flow lineは現われない。

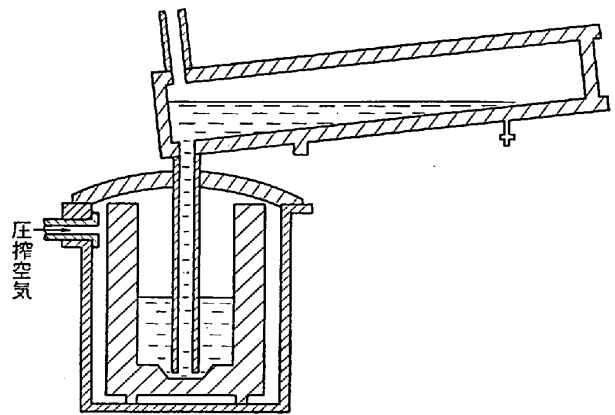


図13 圧力凝固法

iv) 結晶粒が整つており、方向性がない。

v) 柱状晶部のデンドライトは微細である。

vi) 中心線上に引けに起因した粗鬆部が発生するが圧延後消失し、flow lineも現われない。

vii) 表2に示すように、圧力鑄造したものは切欠強度がすぐれている。また、異方性が認められない。

これらの結果は比較的小さな鋼塊についての結果であり、大型鋼塊については問題が残されているようである。

### (3) 経済性と将来性

投下資本は従来の方法に比べて少なくすむが、圧力鑄造コストの算定は因子が多すぎるため困難である。考案者の一人によれば、ステンレス鋼スラブの場合、年産5万tの能力を有する装置は約300万ドルで設置できると報告されている。これは近代的な分塊圧延機の約25%のコストに相当し、特許料を除くとt当たり5~10ドルのコストで大型スラブの製造ができることになる。

また、生産、維持、労働などの各方面での節約により約1年でこのプラントは償却できると述べている。月産6000~7000tの能力を有するWashington Steel社のHouston工場の場合、全投資額は約560万ドルで、そのうち圧力鑄造設備に約150万ドル、黒鉛鑄型に68万ドルがかつたと報告されている。

このように圧力鑄造法は高度の経済性を保証し、高い生産歩留りを提供し、また適用範囲が広いため明日の鉄鋼界を背負う生産技術として期待される。

今後、改善しなければならない問題としては、厚肉鋼塊の内部性状、とくに圧延比の小さなものにおける中心線上の引けなどがある。

### 3.6 加圧凝固法<sup>56)</sup>

#### (1) 方法および目的

図14に示すように鑄型全体を圧力容器中に入れるかあるいは図15に示すように押湯に特殊なカバーをかぶせて圧力を加える。本法はゴーストの軽減または消滅、押湯効果の増大、気泡系欠陥の発生防止などを目的としたものである。圧力は5~40kg/cm<sup>2</sup>である。

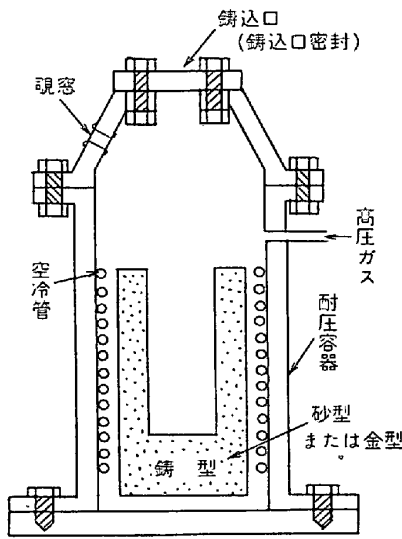


図14 加圧凝固法

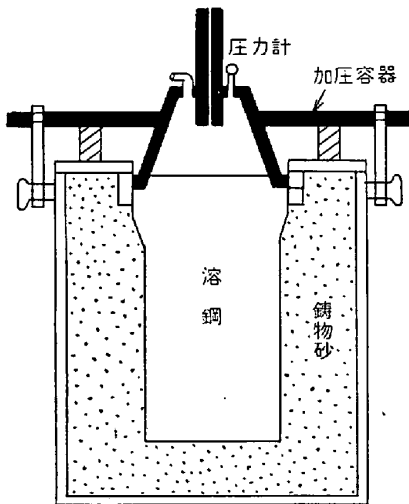


図15 押湯加圧凝固法

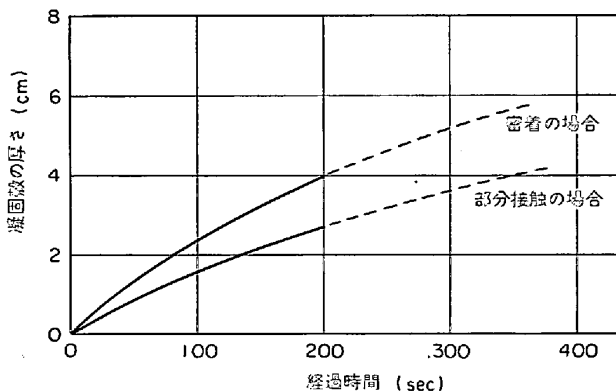


図16 密着および部分接触の場合の凝固殻生成状況

(2) 効果

逆Vゴーストは凝固速度の速い金型鋼塊では 5 kg/cm<sup>2</sup> の圧力で消滅し、凝固速度の遅い砂型鋼塊では 40 kg/cm<sup>2</sup> で消滅する。Vゴーストは 10 kg/cm<sup>2</sup> で消滅

する。柱状晶にあまり変化はないが、等軸晶が多少細粒化する場合がある。表層部の気泡系欠陥はほとんど発生しないが、中心の引巣が深く、引け量が多い。

本法は装置が大がかりである反面、効果が少ない。大型鋼塊には適用がむずかしく、むしろ鑄物などへの応用を考えるべきであろう。また、引巣に対する押湯形状や保温法を検討する必要がある。

3.7 加速凝固法<sup>(64)(65)</sup>

(1) 方法および目的

通常の方法によつて鑄型に溶鋼を鑄込み、全体が完全に凝固せずかつ適当な凝固殻の生成後、鑄型から引抜いてプレスによつて圧力を加える。この際、鍛伸など適当な加工も同時に実施する。本法は鋼塊を急速に凝固させ均質かつ清浄な大型鋼塊を作ることを目的としたものであり、急速に凝固させる手段として凝固過程の溶鋼に大きな圧力を加えること、その際に適当な形状にして後の加工工程の一部を同時に実施する。

(2) 加圧による凝固の加速およびその他の効果

i) 押金との密着による凝固促進

一般に鑄型に注入された溶鋼が凝固を開始し凝固殻が形成されると、その殻と鑄型壁との接触状態や間隙の状況により熱伝達の機構が異なり、このため凝固状況も異なってくる。この場合、凝固殻が鑄型壁から完全に離れるまでの間の熱伝達機構として一般に、凝固殻と鑄型が熱的および金属的に密着している場合と、密着面がきわめて少なく、熱流は単に部分接触部を通してのみ流れる場合が考えられる。

一方、鋼塊に押金で圧力を加える場合の熱伝達機構としては上記両者の中間的機構か、あるいは条件によつてはむしろ前者の密着の場合に近いことが予想される。

SAVAGE<sup>(66)</sup> の計算法に準拠し、適当な条件を求めて両者の場合についての経過時間と凝固殻の厚さとの関係を求めると図 16 のとおりである。すなわち、密着の場合は部分接触の場合に比べて著しく凝固が促進されると推定できる。

ii) 圧力下における溶鋼の熱伝導率の変化

溶鋼の熱伝導率は原子間の平均距離が短いほど大きくなる。溶鉄に圧力を加えることは、溶鋼の平均原子間距離を縮めることにより、結果的に熱伝導率を増大する。

iii) 圧力下における溶鋼の凝固温度の変化

Clausius-Clapeyron の式により圧力と凝固温度との関係は次式で表わされる。

$$dp/dT_m = \Delta H_f / T_m \cdot \Delta V \dots\dots\dots (2)$$

ここに  $T_m$  は凝固温度、 $P$  は圧力、 $\Delta V$  は凝固前後における鋼の比容積の差、 $\Delta H_f$  は相変化の際の潜熱である。

上式において  $T_m > 0$ 、 $\Delta V < 0$  また  $\Delta H_f < 0$  であるから  $dp/dT_m > 0$  となる。上式から溶鋼について圧力と凝固温度との関係を求めると、図 17 のとおりであり、

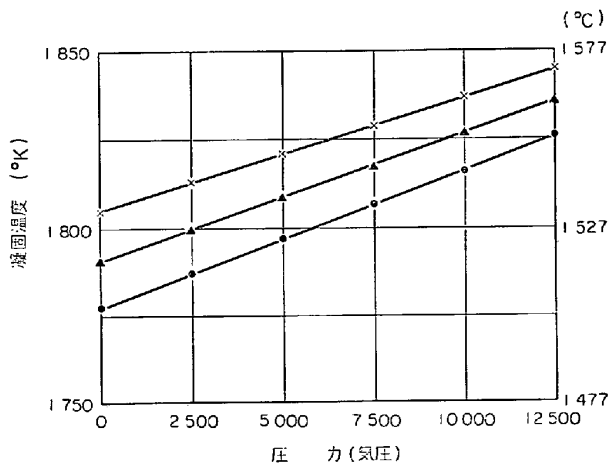


図17 加圧圧力と凝固温度との関係

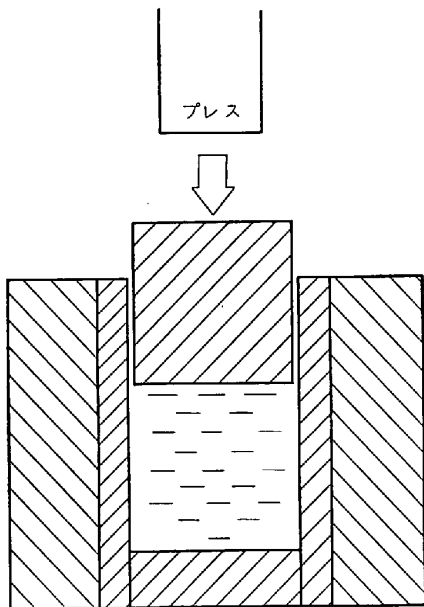


図18 溶鋼の直接鍛造法

圧力増加にともなつて凝固温度は上昇する。

iv) 加圧によるその他の効果

溶鋼の粘性は圧力を加えることによりわずかながら増大し、拡散速度もこれに対応して減少する。この現象は鋼塊内における各種成分の偏析の軽減に有効であると考えられる。前述のごとく溶鋼中の各種ガス成分は凝固の際に放出されて気泡欠陥の原因となるが、周知のように圧力を加えると溶解度が増加するため気泡の発生が阻止される。

(3) 鋼塊性状および経済効果

5 t の鍛造用鋼塊に本法を適用した結果、逆Vゴーストがきわめて微弱となり、ほとんど消滅に近い程度になった。また、偏析にともなう粗鬆部が全くなく、全体が均質で緻密な組織を示している。各種化学成分、非金属介在物などは全般に偏析が少なく均質良好な鋼塊が得られた。

本法は鍛造用鋼塊に適用することにより、鍛造上の工

程の短縮が可能であるとともに、鋼塊はきわめて均質良好なものが得られる。一方、本法を用いることにより鑄込む際の鋼塊形状は、押湯、本体、落込部など従来の形状に固執する必要はなく、たとえば全く押湯がなく本体だけのものでも、加圧用鋼塊として使用できる。このため現在の鋼塊製造の根本概念を変えさらに合理的な造塊作業を確立しうる。

3.8 溶鋼の直接鍛造法<sup>67)</sup>

(1) 方法および目的

図 18 に示すような堅固な金型に溶鋼を注入し、ただちにプレスによつて押型を通して溶鋼に所定の圧力を加えつつ凝固させる。0.5~2.0 t/cm<sup>2</sup> の圧力下で凝固させ急速凝固による各種偏析の消滅、組織の緻密化、押湯の節減、気泡系欠陥の防止などの効果と、造塊工程と鍛造工程を同時に進行させることを目的としている。これらの効果を期待できる理由は前述の加速凝固の場合と同様である。

(2) 効果

本法で作った鋼塊のサルファープリントおよびマクロ組織を写真 7 に示す。鋼塊内部の組織構造は普通造塊法によるものとは全く異なっており、柱状晶が周辺部から中心に向かつてよく発達し、中央からやや下部に等軸晶の部分が多量に散在している程度である。各種化学成分の偏析は皆無であり、介在物も非常に微細でかつ分散して存在し、気泡やザク系の欠陥は全く発生していない。この鋼塊は押湯が全くなく、押湯は不必要であることがわかる。機械的性質には異方性がなくなる。

本法で大型鋼塊を作るためには、大がかりな金型と大きなプレスを必要とし、また小型鋼塊を作る場合には溶鋼の分割供給方法に問題があり、この点を解決すれば多くの応用面があるものと考えられる。

3.9 ガス吹込み攪拌凝固法<sup>58)</sup>

(1) 方法および目的

図 19 に示すように石英管、石綿などで保護したパイプを通して凝固過程中的鋼塊に一定時期に一定時間アルゴンガスを吹込み溶鋼を攪拌して凝固させる。

本法は凝固相尖端部への各種成分濃化およびその前面の凝固を防止し、介在物の浮揚促進およびガスの除去を目的とするものであり、その結果偏析、ゴーストの生成防止、ザク疵、気泡系欠陥の低減と介在物の減少が期待される。

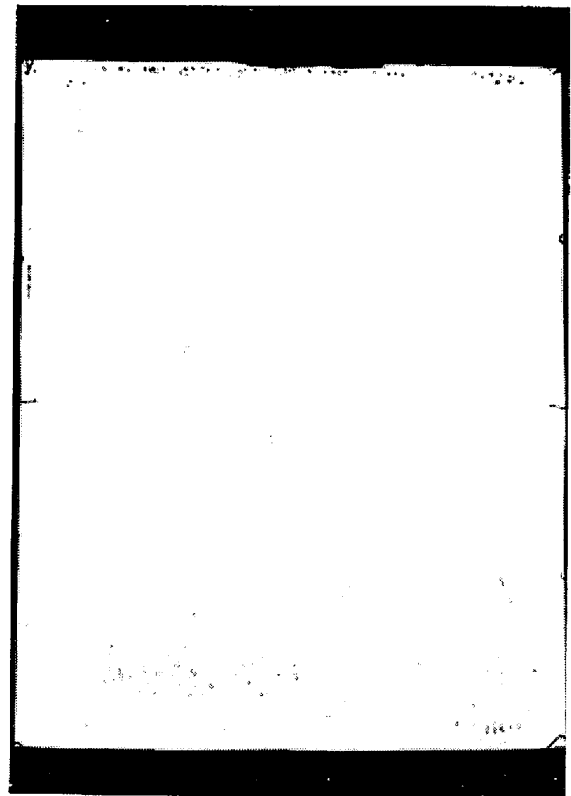
(2) 効果

本法による鋼塊はVゴーストがほとんど消滅し逆Vゴーストもかなり軽微になり分断されている。しかし鋼塊の内部構造に根本的变化はみられず頭部には成分の濃化も認められる。

原理的にはかなり期待できる方法であるが、実用上ガス吹込み方法に問題がある。とくに吹込み用パイプ、吹込み時期、時間および量などに検討を要する。押湯効果



マクロ組織



サルファープリント

写真7 溶鋼の直接鍛造法による鋼塊内部性状

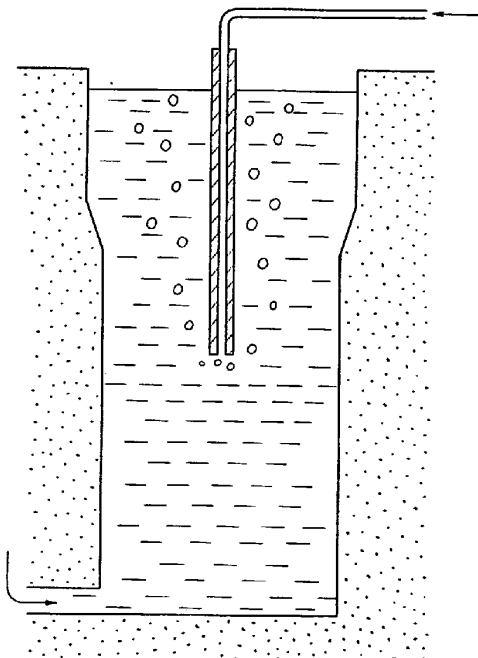


図19 ガス吹込攪拌凝固法

の減少対策を考える必要があり、現場作業としての安全性を含めた作業性の改善が必要である。

### 3・10 摺動攪拌凝固法 (スクレープ凝固法)<sup>68)69)</sup>

#### (1) 方法および目的

図 20 に示す装置を用いて、単に溶鋼を攪拌するので

はなく、攪拌棒を樹枝状的凝固界面に沿って摺動させることにより樹枝状晶の一部を機械的に破壊し、その微結晶を攪拌棒の後流によつて内方に運び、これを分散させ自己核生成により結晶の微細化および偏析の軽減をはかるものである。

#### (2) 効果

本法による鋼塊はVおよび逆Vゴーストが消滅している。しかし通常の逆Vゴースト発生位置に垂直に偏析線が現われ、その内側は多少粗鬆部となつている。この偏析線は摺動の断続に一致している。また等軸晶部は微細で緻密である。各種成分の偏析は少なく、各種の疵もやや減少している。

本法は原理的にすぐれており、期待通りの効果が得られる。しかし攪拌操作、攪拌棒の材質、押湯効果の減少に対する方策などに問題があり、大型鋼塊への適用には困難な点が多い。

### 3・11 振動凝固法<sup>50)</sup>

#### (1) 方法および目的

図 21 に示すように振動台に鑄型を置き、溶鋼を振動させながら凝固させる方法である。過冷現象を防止して全般的な凝固を促進させるとともに介在物浮揚を促進させゴーストおよび偏析の消滅、組織の緻密化、沈澱晶部の介在物の軽減を目的としている。

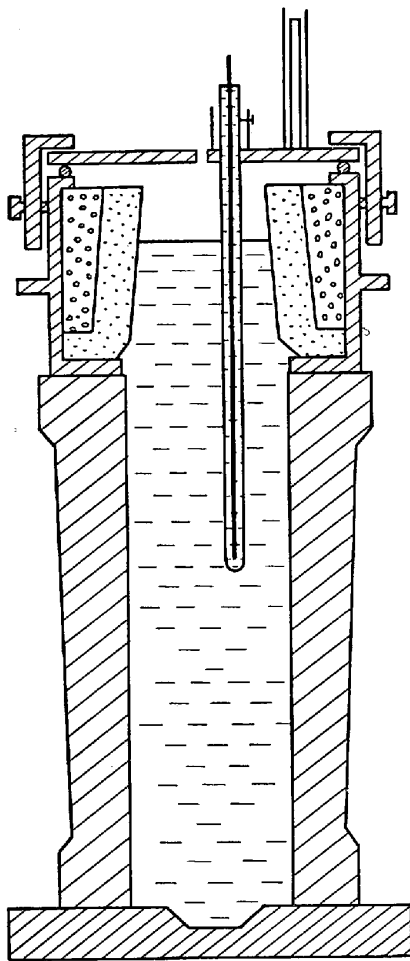


図20 摺動凝固法

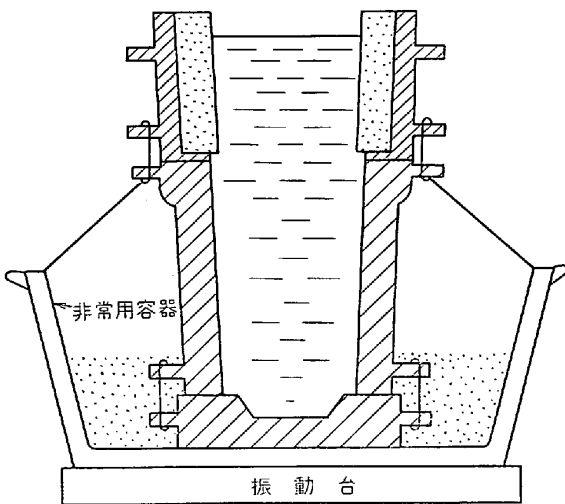


図21 振動凝固法

(2) 効果

普通造塊法による鋼塊に比較して、組織はきわめて緻密であり微小空隙などはほとんど認められない。またVゴーストは認められず振動の効果は大きい。

しかし、通常の鋼塊の逆Vゴースト発生位置に垂直で線状の偏析線らしきものが数条発生する。これは振動の

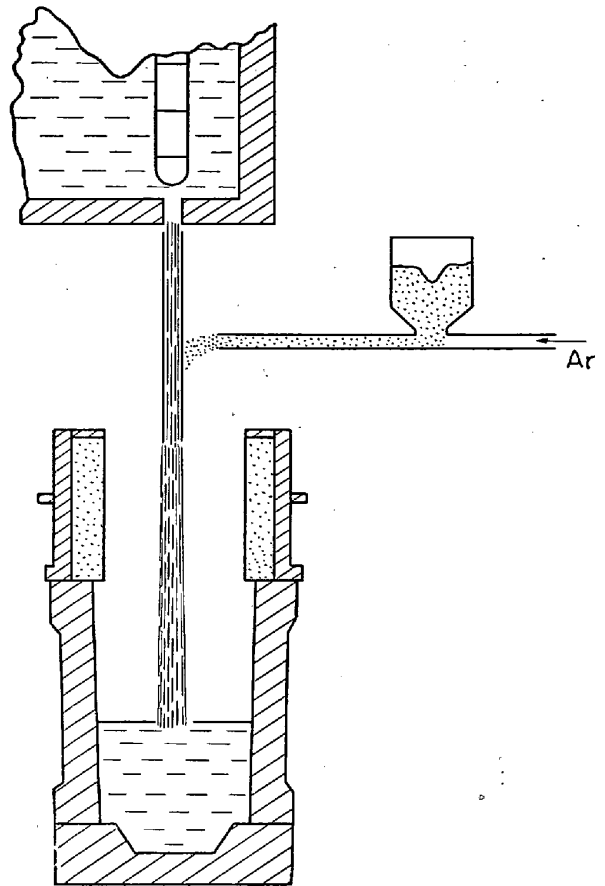


図22 撒核凝固法

断続に対応して不連続的に凝固速度が変化したために生じたものと考えられる。化学成分の偏析は少なく、沈澱晶部の砂疵や介在物も少ない。

本法はかなりの効果が認められるが、振動装置、振動時の危険防止、押湯保温法などに問題があり、とくに大型鋼塊への適用は困難である。

3.12 超音波铸造法<sup>70)71)</sup>

(1) 方法

機械的な振動凝固法に対して、超音波による振動攪拌を加えながら凝固させる方法である。ソ連において小規模ながら試験がおこなわれている。対象鋼種は1.8%以上のボロンを含有する原子力工業用オーステナイト系ステンレス鋼であり、その熱間加工性の改善を目的として本法を採用している。15 kg 铸塊用モールドに铸込んだ溶鋼に対して周波数 8 400 c/s で超音波振動を加えた。

(2) 特徴および効果

超音波処理しない铸塊のマクロ組織には小さな柱状組織がみられ、ホウ化物相が不均一に分布しているが、超音波処理したものの組織は微細で柱状組織が消滅している。またホウ化物相も微細化された。この結果、機械的性質や変形能も向上した。

超音波による振動は機械的振動と本質的に異なるが凝固組織、非金属介在物の微細化や分散に対してはむしろ

効果的と考えられる。しかし、溶鋼への振動の与えかたとくに振動子の材質の問題、また高出力の超音波発生装置の製作およびその効率の問題など、大型鋼塊への利用には多くの難点がある。

### 3.13 撒核凝固法<sup>56)72)</sup>

#### (1) 方法および目的

図 22 に示すように、鑄型注入中の溶鋼流に溶鋼と同質の微細な鉄粒をアルゴンあるいは窒素ガスによつて吹込み、溶鋼の熱を奪つて鑄型内で急速に凝固させる。またステンレス鋼などの高合金鋼では窒化物の微粒子を吹込む場合もある。急速凝固によつて無偏析で微細な組織の鋼塊を得ることを目的としている。

#### (2) 効果

本法による鋼塊はVゴーストが上部に移動し柱状晶の発達が発達している。鋼塊の下半部は均質緻密であり、各種偏析はきわめて少ないが急冷のため介在物の浮揚が困難で酸化物は全般的に高値を示す。

吹付け鉄粒は溶鋼と同一品質のもので、表面の酸化やガス吸着のないことが必要であり、その調達に困難であること、実際作業上吹付けによる溶鋼流の乱れによる酸化などが問題となる。さらに、急冷凝固によつて介在物の浮揚除去は不可能に近く、鋼塊への適用は困難でありむしろ大型鑄物などへの適用を考えるべきであろう。

### 3.14 回転凝固法<sup>73)74)</sup>

#### (1) 方法

回転盤上に鑄型を置き回転させながら鑄込み、凝固過程の適当な時期まで回転を続ける。回転モーメントによつて比重の軽い介在物は凝固の遅い鋼塊中心方向へ移動し、浮揚除去される。

#### (2) 効果

回転速度や鋼種によつて回転の効果は異なり、10 t 程度の炭素鋼鋼塊を 5~6 rpm 程度の速度で回転した場合には本質的な変化は認められず<sup>73)</sup>、50 kg~2 t のステンレス鋼塊では介在物浮上に効果が認められている<sup>74)</sup>。一方小型試験鋼塊では鋼種によつて著しく柱状晶が発達することが明らかにされている<sup>75)</sup>、これは回転により熱対流が抑制され、凝固界面近傍の温度勾配が大きくなるためとされている<sup>76)</sup>。

本法の工業的な意義は現在のところ介在物の浮揚除去程度であり、回転装置や押湯効果の低減などに関してかなりの問題がある。

### 3.15 その他の特殊造塊法

前述の造塊法のほかに、鑄肌の改善を目的として開発された衣造塊法<sup>54)</sup>、ゴースト対策を目的とした水冷法<sup>78)</sup>など数多くの方法があるが、その多くは実用化されておらず実用性を持った特殊造塊法は数少ない。

## 4. 結 言

鋼塊の歩留向上と、品質改善のために多くの造塊法が

開発されつつある。しかしその基本となるものは、結局凝固のコントロールであつて、鑄型に注入された溶鋼がなんらかの手も加えられず凝固する従来の普通造塊法では歩留向上も品質改善も望むことができない。

現在では連続鑄造法のようにスラブやビレットの製造に対しては、従来の造塊法を駆逐しつつあるものもあり、消耗電極式真空アーク溶解法やエレクトロスラグ再溶解法のように高級鋼において、この方法以外品質的要求にこたえられないという方法も出現している。

しかし、これらの方法の歴史はいずれも古く、方法に対する考えかたは決して新しいものではない。真空ポンプの進歩が真空造塊法の工業化を可能にしたように、他の工業や技術の進歩、発達によつて今日では実用不可能な机上の方法であつても、将来実用化される可能性がある。このような意味において、むしろ現時点で実用化されていない、いわゆる特殊造塊法を主として記述した次第であり、大方のご参考になれば幸いである。

## 文 献

- 1) 中川, ほか: 日本製鋼技報, 5 (1960), p. 379
- 2) Reports on Heterogeneity of Steel Ingots: JISI, 113 (1926), p. 39
- 3) 河合: 鉄と鋼, 41 (1955), p. 1 090, 1 172, 1 233
- 4) C. BENEDICKS: JISI, 117 (1928), p. 557
- 5) 小野寺, 荒木田: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 650
- 6) 蒔田: 鉄と鋼, 13 (1927), p. 1 001
- 7) A. HULTGREN: JISI, 120 (1929), p. 69
- 8) Basic Open Hearth Steel Making, AIME, (1944), p. 434
- 9) 小平: 鉄と鋼, 18 (1932), p. 548
- 10) F. BADENHEUR: Stahl u. Eisen, 54 (1934), p. 1 073
- 11) C. SYKES, H. H. BURTON, and C. C. GEGG: JISI, 156 (1947), p. 155
- 12) B. M. LARSEN: Trans. Met. Soc. AIME, 162 (1945), p. 414
- 13) E. MARBURG: J. Metals, 5 (1953), p. 157
- 14) 萩原, 高橋: 鉄と鋼, 53 (1966), p. 27
- 15) L. NORTHCOTT: JISI, 135 (1937), p. 363
- 16) First Report of Melting and Metallurgical Committee, BISRA: JISI, 162 (1949), p. 437
- 17) D. R. F. WEST: JISI, 164 (1950), p. 182
- 18) B. GRAY: JISI, 182 (1956), p. 366
- 19) C. BENEDICKS: JISI, 135 (1937), p. 363
- 20) H. KOSMIDER, et al.: Stahl u. Eisen, 77 (1957), p. 133
- 21) A. A. SBOROWSKI: Stahl, 17 (1957), p. 24
- 22) 森, ほか: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 419
- 23) G. S. COLE and W. C. WINEGARD: JIM, 93 (1964~65), p. 153
- 24) 7th Reports on Heterogeneity of Steel Ingots: ISI Special Report, No 16 (1937), p. 1
- 25) 前川, 中川: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 650
- 26) 中川, 百瀬: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 28



- 27) A. V. BRADSHAW and F. D. RICHARDSON: Thermodynamic and Kinetic Aspects of Vacuum Degassing, ISI Special Report, No 92 (1965), p. 24
- 28) C. BENEDICKS, W. ERICSON, and G. ERICSON: Arch. Eisenhüttenw., 7 (1930), p. 473
- 29) Basic Open Hearth Furnace Steelmaking: AIME (1951)
- 30) C. E. SIMS and F. B. DAHLE: Trans. Amer. Found. Ass., 46 (1938), p. 65
- 31) 大中, 牛島: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 1175
- 32) H. BESSEMER: USA Patent, No 49 503
- 33) A. TIX: Stahl u. Eisen, 76 (1956), p. 61
- 34) J. H. STOLL: Blast Furn. Steel Pl., (1958), June p. 595
- 35) J. N. HOMKE and M. A. OREHOSKI: J. Metals, 10 (1958), p. 471
- 36) J. H. STOLL: JISI, 191 (1959), p. 67
- 37) G. HENKE and W. HESS: Stahl u. Eisen, 79 (1959), p. 405
- 38) H. HOFF, et al.: Stahl u. Eisen, 79 (1959), p. 408
- 39) J. METALS, 11 (1959), p. 510
- 40) J. B. GERO: Gero Metallurgical Corporation
- 41) V. W. BOLTEN: A. Electrochem., 45 (1905), p. 111
- 42) W. J. KROLL: Trans. Electrochem. Soc., 78 (1940), p. 35
- 43) R. M. PARKE: Trans. Met. Soc. AIME, 171 (1947), p. 416
- 44) S. A. HERRES and J. A. DAVIS: USA Pat. No 254/764, F 613 (1951)
- 45) 草道: 神戸製鋼技報, 18 (1958), p. 3
- 46) W. W. DYRKACZ: Iron Age, Oct., 27 (1953), p. 75
- 47) F. SPERMAN and G. PERSSON: Stahl u. Eisen, 82 (1962), p. 2
- 48) 草道, 福原: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1890
- 49) A. F. TREGUBENKO and S. A. LEIBENSON: エレクトロスラグ再溶解法 (昭39-5) 日ソ通信社
- 50) B. E. PATON: Electroslag Welding, (1962), "Amer. Weld. Soc." New York
- 51) B. E. PATON and B. I. MEDOVAR: Rev. Met., No 2 (1965), p. 87
- 52) 草道, ほか: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 802
- 53) A. MITCHEL: "International Vacuum Metallurgy Conference, (1970)
- 54) 館野, 近藤: 鉄と鋼, 30 (1943), p. 217, 219
- 55) 33/The Magazine of Metals Producing, June (1969), p. 92
- 56) 鍵和田: 「大型鋼塊の内部性状の改善法について」日本鉄鋼協会, 日本金属学会, 東海支部. 「凝固に関する講演討論会」(1966) 名古屋
- 57) J. R. DREVER, G. R. LOHMAN, and J. WOODRURN: Iron Steel Eng., Dec. (1963), p. 123
- 58) H. H. HURSEN: Metal Prog., Apr. (1963), p. 67
- 59) J. J. DOWNS, C. G. MIKELSON and H. W. McQUAID: Metal Prog., Apr., (1963), p. 72
- 60) Carbon and Graphite News, 9 (1963)
- 61) 金属, 7月1日号 (1963), p. 39
- 62) F. W. STARRAT: J. Metals, Sep. (1960), p. 698
- 63) 森山, ほか: 石川島播磨技報, 4 (1964), p. 101
- 64) 鍵和田, 中川: Trans. ISIJ, 6 (1966), p. 281
- 65) 鍵和田, 中川: Trans. ISIJ, 7 (1967), p. 65
- 66) J. SAVAGE: JISI, 200 (1962), p. 14
- 67) 鹿野, ほか: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 434
- 68) 鹿野, 萩原, ほか: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 113
- 69) 萩原, 高橋: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 631, 637, 1152
- 70) 河島 (抄訳): 金属, 6月1日号 (1967)
- 71) Stal, No 9 (1966), p. 834
- 72) C. B. FRANCIS: USA Pat. No 2 294 170
- 73) 黒川: 鉄と鋼, 30 (1943), p. 9
- 74) 田上, 小谷: 鉄と鋼, 48 (1962) 4, p. 478
- 75) 前川, 福本: 学振19委, 第3分科会 (1969) 11月
- 76) G. S. COLE and G. F. BOLLING: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), p. 1824