

並びに青木研究員に対し厚く感謝の意を表します。

(昭 30—10 月寄稿)

文 献

- 1) 青木猪三雄, 鳥取友治郎: 鉄と鋼 41 (1955) 4, 407
- 2) 鳥取友治郎: 鉄と鋼 41 (1955) 3, 191
- 3) 加山延太郎, 石野亨, 斎藤和夫: 昭和30年春期鑄

物協会講演会発表及び鑄物 26 (1954) 10, 520

4) 加山延太郎, 石野 亨: 鑄物 25 (1953), 8, 385

5) W. A. Sacharow: Litj. Proisw, Nr. 4 (1954) 23

6) 井上友喜, 森田志郎, 尾崎良平: 昭和30年春期鑄物協会講演会発表

大型炭素鋼鋼塊の Λ 偏析帯に就て (IV)

(偏析線欠陥と偏析きず)

河 合 正 吉*

ON THE Λ SEGREGATED ZONE OF LARGE CARBON STEEL INGOTS (IV)

(Defect in Segregated Line of Ingot and Segregation Flaw)

Masayoshi Kawai

Synopsis:

It was found in the first report that there were some times defects in segregated line of ingot such as sands and cavities appeared at the time of ingot solidification. In the course of forging, some of them disappeared by forging effect, while some of them remained as flaws in forged steel. The opinion that the latter are nothing but segregation-flaws of forging, is born out from comparing the result of observation about defects in segregated line of ingots with that about segregation-flaws of forging. In order to confirm this opinion, the author makes a complementary consideration about defects in segregated line of ingots, and investigates behaviours of defects in ingots and those of segregation-flaws in the course of forging and tries to describe theoretically the relation between segregation-flaws and type of annular segregations. Finally he describes the methods of reducing segregation-flaws on the basis of above-mentioned opinion in the form of conclusion.

緒 言

鋼塊には偏析線欠陥として偏析線サンドおよび空隙が存在することは第1報で述べた通りである。これらの欠陥の中には鍛造の際消失するものもあろうし、鍛鋼品の欠陥として残留するものもあろう。他方鍛鋼品の偏析帯には偏析きずの現れる事があり、その性状については第3報に述べた通りである。而してこの両者の性状を比較対照すれば、偏析きずの源が偏析線欠陥にある事に想到するであろう。この着想の妥当性はこれまで述べ来た処からもうかがわれるが、更に偏析線欠陥の生因に対する補足的な考察を行い、鍛造過程に於ける欠陥の挙動を調査し、他方第3報で述べた輪状偏析型と偏析きず(及

び砂)との関係がこの着想に基いて理論的に記述し得るか否かについて検討する事に依り、両欠陥の同等性を論ずる事とする。斯くしてこの同等性が確認されれば、偏析きずの正体も明らかとなり、理論的基礎の上に立つてその軽減対策も講じられるのである。

I. 鋼塊の偏析線欠陥

偏析線欠陥に関しては既に第1および第2報で述べたが、その際は偏析線の生因に重点を置いて説明したから改めて欠陥の生成に注目してこれを補足する事とする。

1. 偏析線に生ずる空隙¹⁾

* 三菱製鋼 K.K. 長崎製鋼所

¹⁾ 日本鉄鋼協会第40回講演大会に於て講演

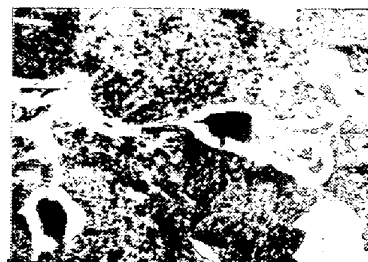
前述のように、偏析線は鋼塊における樹枝状晶層の生成過程に形成されるが、偏析線自身が凝固する時には既にその周囲は殆んど凝固を完了し、偏析線はその背後で僅かに熔鋼本体と連絡しながら給湯を受けるものと考えられる。而して著者の理論によれば、偏析線は下部より生長し、凝固は下部より漸次上方におよぶ事が結論された。従つて若し偏析線が熔鋼本体と孤立して給湯が絶たれば、主として偏析線の頂部に収縮孔即ち空隙が発生することになる。これが実際に観測された偏析線の頂部に空隙の偏在する理由であり、又偏析線凝固の際に局部的な異常（例えば断点の生成等のような）が起れば、勿論その他の箇所にも収縮孔が発生する筈である。

以上のように偏析帯の空隙は偏析線中に現れるから、空隙の消長はある程度偏析線のそれと一致する筈である。前述のように偏析線の生成を助長し、偏析線の密度および径の太さを大ならしめる三要因としては、低凝固速度（換言すれば鋼塊の径の大なる事）、高鑄込温度、熔鋼中の高水素含有量を挙げる事が出来るが、これ等は空隙発生を促進する機会をも多くするのである。しかも偏析線の径が太いと、偏析線凝固の際の収縮量の絶対値が大となるから、収縮孔の容積も大となるであろう。又熔鋼の水素含有量が高いと偏析線の生成が助長されるのみならず、水素それ自身が偏析線中に気泡としての空隙を形成する危険を包蔵し、更にこの気泡が熔鋼本体よりの給湯を妨害して収縮孔の発生を促進するであろう。なお鋼塊上部は他部に比較して水素が偏析し、凝固速度が小なるために、偏析線のみならず空隙も発生し易い。

なお上述の偏析線の孤立現象が実際に生起するか否かについては、著者は別にこれを傍証する論拠を持合わせていないが、むしろ逆に偏析線中の空隙の存在が、この孤立現象生起の最も有力な証拠とも考えられるのである。併し實際上更に重要な事は、この孤立現象を支配する因子は何であるかという事である。上述のように著者は一応水素に孤立現象生起の一因を求めてみたが、更に他方面にも研究を進めなければならないであろう。

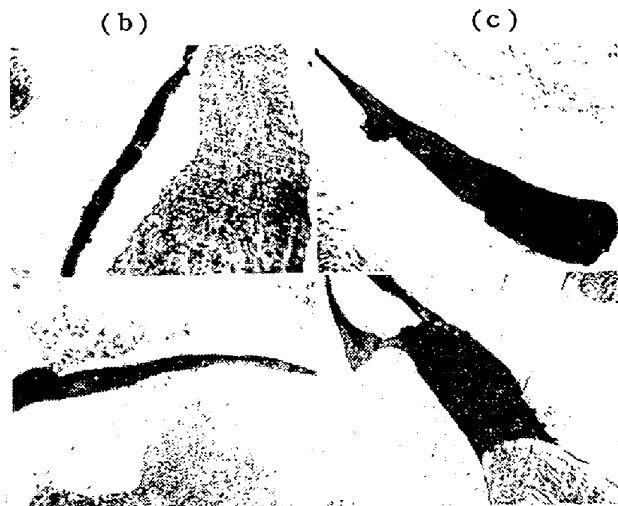
2. 偏析線サンド²⁾

鋼塊の偏析線中には単純な硫化物、燐化物および空隙の他に偏析線サンドと総称される硫化物、珪酸塩、珪硫共析物等より成るものと推定される非金属介在物の複合体の存在する事は既に第1報で述べ、その性状の観察結果について報告した。しかし改めて偏析きずと比較対照して考察するために Fig. 1 に更に他の例を掲げる事とする。これ等の偏析線サンドは第3報 Fig. 4 と全く同様



×100(1/2)

(a) Sands composed of sulphides, silicates and eutectics and minute cavities



(b)

(c)

(d)

(e)

(b) Magnified micro-structure of a part of (a) showing sulphide and silicate (translucent) ×1000(1/2)

(c) Sulphide (light) and eutectics (dark) ×1000(1/2)

(d) Same as (c) ×1000(1/2)

(e) Sands with thin tails of eutectics ×1000(2/1)

Fig. 1. Sands in segregated line.

な性状を呈している。偏析線サンドの生因に関しては未だ不明な点が多いが、前述のようにその介在状態より推して熔融点の低い事が推論される。他方析出脱酸生成物の挙動に関しては Mn/Si 比の議論の際に述べたが、偏析線が形成される時に、既に熔鋼中に析出して懸濁している非金属介在物および偏析線が凝固する際に析出する脱酸生成物が、同時に析出する硫化物によつて流滓作用を受けて大型の砂になる事が考えられる。その結果これ等の砂は浮揚し易くなるが、偏析線内部では浮揚は不可能であるから、必然的に偏析線中に残留し、凝固の際最後迄熔融状態を保ち、一次晶の粒界若しくは収縮孔の周辺に集る事になるであろう。この際凝固前に熔鋼中に懸濁する非金属介在物の量およびその組成が、偏析線サンドの形成に大きな影響をおよぼす事が推論される。何となれば非金属介在物が多量に存在していても珪酸分が高け

²⁾ 日本鉄鋼協会第42回講演大会に於て講演

れば微細であつて流注され難いが、珪酸分が減少するに従つて流注され易くなり、更に珪酸分が減少してある限度以下になると懸濁する介在物の量が少なくなつて、再び偏析線サンド形成の傾向の低くなる事が考えられる。つまり珪酸分には偏析線サンド形成に対して、ある optimum な範囲が存在することになる。この意味において偏析線サンドは Mn/Si 比と密接な関係をもつて有するのである。

他方偏析線サンドの出現には偏析線の生成が不可欠の条件であり、偏析線の数が多い程偏析線サンドの数は増加し、偏析線の径が大なる程偏析線サンドは大型になる傾向を有するであろう。従つて偏析線サンドの発生は空隙のそれとある程度同一の傾向を有し、その生成も空隙とほぼ同一の条件によつて制御されるであろう。

II. 鍛造に依る欠陥の状態の変化

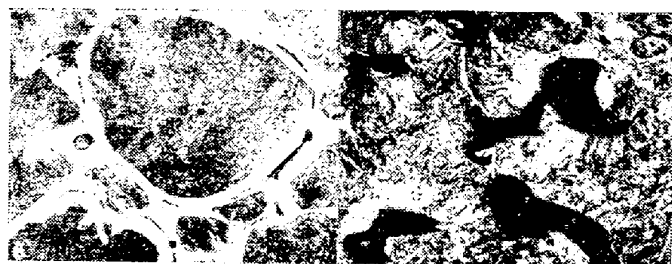
1. 偏析線欠陥の状態の変化

特定の偏析線欠陥が鍛造により如何に変化するかを観察する事は勿論不可能である。併し鋼塊の偏析帯より試験片を採取し、その表面に現れた偏析線欠陥を観察して置けば、内部に存在する欠陥の状態もほぼ想像出来るから鍛造後試験片内部の欠陥の変形状態を観察して前者と比較すれば、所期の目的はほぼ達成されるであろう。Fig. 2 は斯かる方法で偏析線欠陥の状態の変化を観察した結果を示すものである。即ち (a), (c) が偏析線欠陥の状態を示すものであり、(b), (d) は夫々の欠陥に対応すると推定されるものゝ変化した状態の二三の例を示す。これ等は明らかに偏析きずであり、しかも空隙は C 型偏析きずに転化し、偏析線サンドは S 型偏析きずになる事が判り、これ等の偏析きずは例外なく偏析線中に存在する事を確認した。

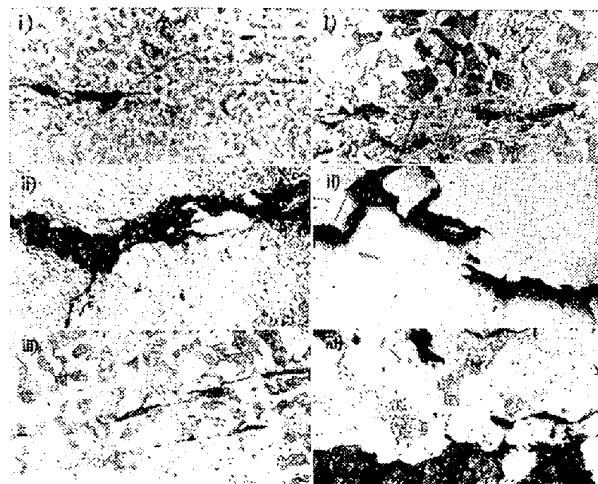
2. 偏析きずの鍛着性

偏析きずの現れた鍛鋼品を再鍛造すると、偏析きずが消失する事がある。一般に C 型偏析きずは消失し易いが S 型偏析きずは消失し難い。著者は S 型偏析きずが鍛造比 20 近くになつても尙残存した事例を経験した事がある。上述のように S 型偏析きずの本体は偏析線サンドと推定されるから、これが消失し難い事はむしろ当然である。斯様な事情を半定量的に検討する為に行つた据込み試験の結果について報告する事とする。

20 t 鋼塊を鍛造比 2.8 で鍛伸し、打上後空冷した試験用鍛鋼品に第 3 報 Fig. 1 のような偏析きずが現出した。よつてこの鍛鋼品より据込み試験片を切出した。(Fig. 3 参照) この場合にも勿論試験片中の偏析きずの最初の状



(a) Cavities in segregated line (c) Sands in segregated line



(b) Deformation of cavity (d) Deformation of sand
 i) Sulphide and hair line $\times 90(1/2)$ i) Sulphide-rich sand $\times 90(1/2)$
 ii) Hair line $\times 900(1/2)$ ii) Two phases of sand $\times 270(1/2)$
 iii) Sulphide and hair line $270(1/2)$ iii) Same as ii) $\times 900(1/2)$

Fig. 2. Deformation of defects in segregated line.

態を直接視る事は不可能であるが、その状態は切出した試験片の表面に現われた偏析きずより推定される。実験には 1 t ハンマーを使用して試験片各種の据込み比で鍛錬し、偏析きずの状態の変化を観察した。又別に鍛造試験前後に超音波探傷を施行して偏析きずの状態の変化を調査し、探傷された箇所を切断して検鏡した。(Fig. 4 参照)

試験片の大きさは Fig. 3 に示すように $90 \times 50 \times 35 \text{ mm}^3$ であり、偏析部は最大対辺距離の中央に位し、据込みは図中の矢印の方向に行つた。

次に Table 1 に超音波探傷試験の結果を略記する。試験片が小なる為 5MC で探傷したが、それでもなお送信パルスが邪魔になり、パルス巾を狭くして感度を落さざるを得なかつた。表において E₁ 試験片では据込み後の方が欠陥波高が大となつたが、これは偏析きずが圧潰されてより平面状になり、超音波に対する反射率がよくなつたためであろう。併し E₂, E₃ 試験片では偏析

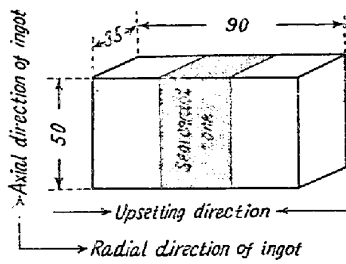
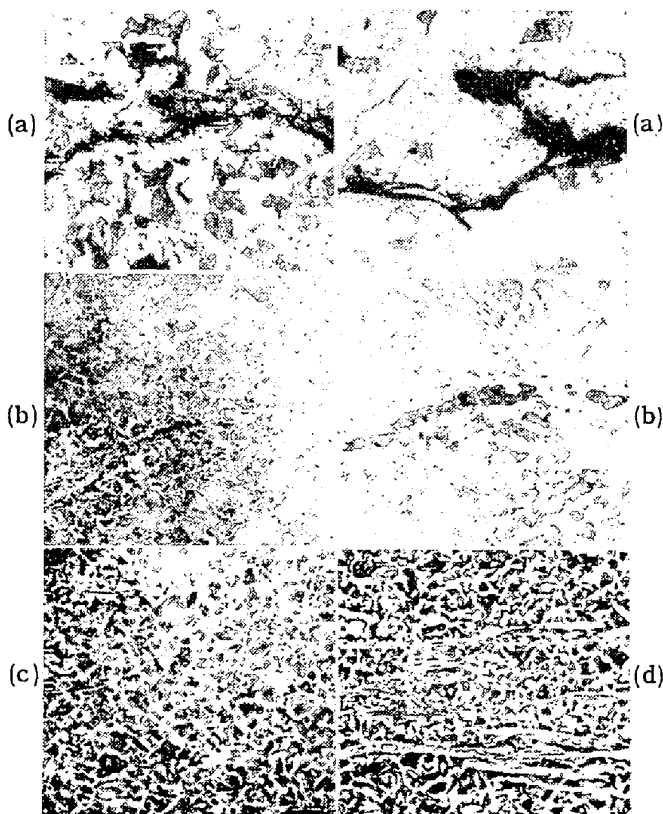


Fig. 3. Specimen for upsetting test.

Table 1. Results of supersonic test.

Specimen	Upsetting ratio	Test result*	
		Before upsetting	After upsetting
E _{1.5}	1.5	12/26	15/28
E ₂	2.0	10/28	1/28
E ₃	3.0	19/26	0/28

* Numerator: Height of flaw-echo
Denominator: Height of primary base-echo



- (a) Specimen E_{1.5} (×85)
(b) Same as (a) (×250)
(c) Specimen E_{2.0} (×85)
(d) Specimen E_{3.0} (×250)

Fig. 4. Variation of segregation-flaws in upset specimens.

きずは低感度ではあるが殆んど欠陥波が現れない程度迄

軽微になつたことがわかる。

以上のようにして探傷された偏析きずを検鏡した結果を Fig. 4 に掲げる。即ち (a), (b) は何れも E_{1.5} 試験片の鍛造後の偏析きずの状態を示すものであるが、顕著な偏析線サンドの存在を示している。斯かる場合には据え込みによつて欠陥波高の増大する事はむしろ当然である。E₂ 試験片には恐らく S 型偏析きずが少なかったものと思われるが、偏析きずはほぼ鍛着されて (c) のような極めて微細な毛割れ状欠陥が局部的に存在するに過ぎなかつた。E₃ 試験片には (d) のような異常組織(層状組織)が見られたが、介在物は大部分硫化物であり、毛割れ状の偏析きずは発見されなかつた。本試験片は鍛造試験前の探傷に依れば、偏析きずの程度は最も激しく試験片の表面にも多数の S 型偏析きずが見られたのである。他方この異常組織は偏析線中にあり、据え込み後の試験片には他に偏析きずらしきものは見当らなかつたから、これらは恐らく偏析きずの鍛着した跡であろう。而してこれらの箇所に存在する介在物は主として硫化物であるが、その周囲には極めて微細な析出物が観察される。この事実は偏析線サンドが高温で鍛圧される際に鋼中に溶解し、冷却時に再び析出した事を推論せしめる³⁾。

前述のように本実験は定量的な結果の導出を目的としたものではないが、その結果を一応定量的な表現を用いて要約すれば次の通りである。即ち鍛造比 2.0 の原試験片には S および C 型の偏析きずが存在していたが、C 型の偏析きずも多孔質の偏析サンドを包含するものが多かつたのである。これを据え込み比 1.5 で鍛造すると、純 C 型偏析きずは殆んど消失し、偏析きずは殆んど S 型のみとなり、据え込み方向に直角な面状の排列をなす。据え込み比 2 では微細な毛割れ状のきずとなり、更に据え込み比が 3 になると毛割れ状のきずは全く消失し、層状の非金属介在物を含む異常組織のみが残留するようになる。この組織は偏析きずの痕跡と推定され、しかもこの部分に分布する微細な析出物の存在から、偏析線サンドが高温高圧の下に鋼中に溶解し、冷却時に析出する事が推論される。而して以上の検鏡の結果は超音波探傷の結果とよく一致する。

III. 輪状偏析型の理論

以上により偏析線欠陥と偏析きずとの同等性がほぼ確められたが、この同等性を認めれば輪状偏析型と偏析きずとの関係が矛盾なく記述されるのである。即ち偏析線

³⁾ E_{1.5}, E₂ 試験片にも同様な異常組織が存在する。Fig. 4 (b) もその一例である。

欠陥が軽微になれば偏析きずも軽減されると云う立場に立つて、輪状偏析型と偏析きずとの関係の記述を試みることにする。

先ずA型における輪状帯部は如何にして生ずるものであろうか

第2報で述べたように、同程度の大きさの鋼塊では、鑄込み温度が低く、しかも熔鋼の水素量が低い場合には樹枝状晶の生成が始まっても、その前面に形成される富融熔鋼はその量も少く富化度も低いから、精々多数の小さな偏析小素面が形成されるに過ぎない。併し樹枝状晶層が発達するに従つて、次第に熔鋼が富化し、富融熔鋼の富化度も大となり、また第2報で述べたように熔鋼の水素含有量も増加して偏析線生成の傾向が高まつてくる。A型においては偏析線は輪状帯部にのみ存在するがこの輪状帯部外廓の不連続的变化(硫黄写真の濃度の不連続的变化となつて現われている)に対応する因子としては、凝固が進行して熔鋼の水素含有量がある限界値に達した時に偏析線の形成が可能になる(例えば水素気泡の形成が可能になる)と云う不連続的な状態の変化を選ぶ事が最も plausible である。つまりA型を示す鋼塊においては、偏析線の形成が極めて困難であつて、水素気泡の発生等の助けを藉りて始めて偏析線が爆発的に形成されるものと考えられるのである。斯くして輪状帯部の形成が進むと、凝固殻前面における自由晶の発生および沈下が盛んに行われるようになり、再び偏析線の形成が妨害されて終に停止する。併しこの現象は水素気泡の発生開始程不連続的ではないから、輪状帯部の内側の輪廓は外側程明瞭にはならないであろう。参考迄に Fig. 5 に、A型の鍛鋼品の鋼塊頂部相当部より径方向に棒状試験片を切出し、マクロ腐蝕像および硫黄写真をとり、C, P, S 含有量の分布を求めた結果を示す。なお本鋼材は 19 t 鋼塊を鍛造比約 8.2 で鍛伸したものである。その柱状晶層相当部の厚さは約 30 mm であるから、鋼塊における柱状晶層の厚さは約 90 mm と推定されるがこの程度の大きさの鋼塊における柱状晶層としては比較的薄く、低温鑄込、低水素なる事と矛盾しない。輪状帯部は樹枝状晶層のほぼ中央に位し、その外廓は中心軸を中心とし横断面を切半する円とほぼ一致している。又輪状帯部においては、C, P, S 共に 50% 程度の偏析を示している。次に輪状帯部を肉眼的に観察すると外側部と内側部とに偏析線が密集しており、中央部に比して硫黄写真の濃度も濃くなつている事が判る。この事実は水素の富化および水素気泡の発生により偏析線の形成が誘起されつゝ凝固が進むと、富融熔鋼中の水素および富化

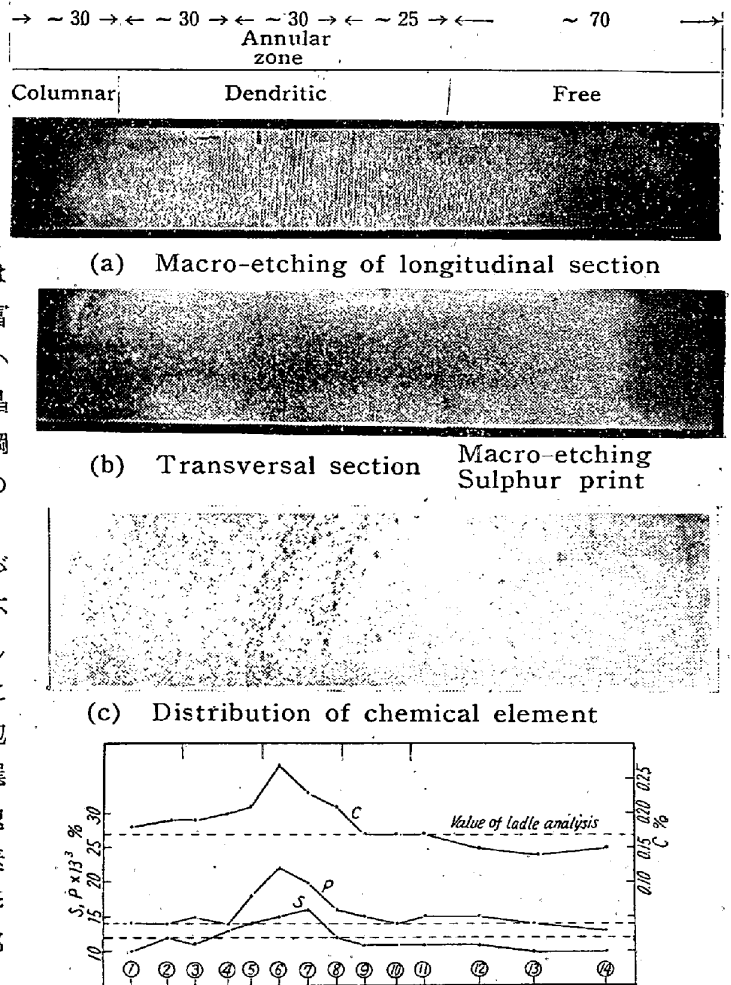


Fig. 5. Condition of A-type annular segregation.

成分が消費され、一時的に接触熔鋼の富化度が低下して偏析線の生成が困難になるが、この状態で凝固が進むと再び接触熔鋼の富化度が回復して偏析線の形成が盛んになり、偏析線の形成の消長が周期的に繰返えされる事を物語るものと考えられる。A型においては斯様な硫黄写真の濃度の高い同心円群の中第一次と第二次の同心円迄現われ、第三次の同心円は、自由晶の発生が盛んな為にその形成が完全に阻止されるか、あるいはその痕跡のみが現れるのである。Fig. 5 (b) には確かに第三次の同心円の痕跡が微かに認められる。

次にB型においては、諸条件がA型におけるよりも樹枝状晶層の生成過程中的偏析線の形成に対してやや恵まれた状態にあり、偏析線の形成に対して水素気泡の発生が必要条件ではなく、輪状帯部の生ずる少し前から偏析線の形成が始まるものと考えられる。しかしてこの早期の偏析線の形成それ自身が硫黄写真における輪状帯部の外廓の鮮明度を落すのみならず、上述の早期の偏析線形成が富融熔鋼の富化の増加をある程度軽減するから、A型の場合と同様な機構で生成される輪状帯部とその外部

このコントラストは、A型の場合程著しくない。又第一次と第二次の同心円間には、A型の場合程著しい濃度の差は認められないが、その理由は外廓が不明瞭になる事と同様な機構で説明され、第三次の同心円は例外なく存在し、第四次の同心円の見られる事がある。輪状帯部の内側の外廓がA型の場合よりも乱れるのは、上述のように高次の同心円が見られる為であり、高次の同心円が存在するのは、A型に比し自由晶の生成傾向が小であり、偏析線の生成傾向が大なるためと考えられる。

C型は砂の多い事より低温鑄込みではあるが、熔鋼中の水素量が比較的多い場合に相当する。またこの型は比較的大型の鍛鋼品に生ずる傾向が経験されているから、凝固速度の影響も顧慮される。従つて偏析線生成に対する水素の効果は、ある程度低温鑄込みの効果によつて削減されるが、全般的にB型の場合よりも偏析線形成の傾向が大であり、樹枝状晶層形成の比較的初期からB型の場合よりもやや太い偏析線が形成される。この為に富蝕熔鋼中の水素および富化成分は消費され、従つて富蝕熔鋼の富化度の上昇は緩慢となり、樹枝状晶層の比較的深部に到つて始めて水素気泡の発生による輪状帯部が形成される。また樹枝状晶層の深部である為に自由晶の生成が活潑に行われる為に輪状帯部の形成は暫時にして停止し輪状帯部の巾は狭くなる。併し偏析線形成の傾向が比較的大なる為に内部にも偏析線が散在して現われ、この為に第二次、第三次の同心円は存在するが比較的不明瞭である。

D型は鑄込温度も水素含有量も高い場合に相当するがB型と共存するという事実はB型よりD型への変化が連続的である事を物語っている。例えば鋼塊が凝固中、その一側が既に鑄込まれた隣接鋼塊によつて冷却が妨げられたり、偏心鑄込みの為に冷却が偏心的に行われたりする場合にB、D型の共存が成立するものと考えられる。斯様な場合に偏析きずが発生すれば、勿論偏析きずの大部分はD型部に現われる。

さてD型においては偏析線発生の傾向が極めて大なるために殆んど樹枝状晶層形成開始直後から偏析線が現われ樹枝状晶層の発達に伴う富蝕熔鋼の富化度の上昇は極めて緩慢である。従つて水素気泡の発生が起つても、A、B型の場合のように爆発的ではない。この為に輪状帯部の輪廓は極めて不明瞭であり、しかも輪状帯部局部における偏析線の相対密度が比較的小なる為にコントラストは弱く見えるのである。また高次の同心円も存在するが極めて不明瞭である。

E型は偏析線生成の傾向が最大の場合に相当し、輪状

帯部とのコントラストが最も弱く、輪状帯部の巾は狭く見える。その他ではD型に類似する。

以上のように各偏析型の状態は、型A、B、C、D、Eの順に偏析線形成を容易ならしめる条件の下に造塊されたものとして説明する事が出来る。しばしば述べたように偏析線形成の傾向が大なる程太い偏析線が多数形成され偏析線欠陥は大型かつ多数となる。従つて偏析線欠陥が鍛鋼品の偏析きずになるものとすれば、第3報Ⅱで述べた輪状偏析型と偏析きずに関する経験的事実は矛盾なく記述されるのである。

IV. 偏析きずの根源

以上の論述より鍛鋼品の偏析きずの根源が鋼塊の偏析線欠陥にある事はほぼ明らかであるが、両者の対比を明確に行い、決定的な結論を導出するために、最も重要な諸点を抽出すれば次の通りである。

- (1) 両者は共に鋼塊および鍛鋼品の偏析中に存在する。
 - (2) 偏析線欠陥は鋼塊の頂部に、偏析きずもまた鍛鋼品における鋼塊頂部相当部に最も激しく発生する傾向を有する。
 - (3) 両者は共に鋼塊の径が大なる程激しく発生する傾向を有する。
 - (4) 鋼塊の偏析線欠陥としての空隙および偏析線サンドは、それぞれ偏析きずのC型およびS型に対応する。
 - (5) 両者は共に高温鑄込みの場合および熔鋼の水素含量の高い場合に発生し易い。
 - (6) 偏析線欠陥は確かに鍛造によつて偏析きずとなり、他方偏析きずは鍛造終了前から存在し、従つて偏析線欠陥のような鋼塊固有の欠陥を根源とするものと推定される。
 - (7) 偏析線欠陥の鍛造を充分ならしめるように鍛造すれば、少なくとも偏析きずは軽微となり、場合によっては完全に消失する。
 - (8) 輪状偏析型と偏析きずとの関係は、偏析きずの根源が偏析線欠陥にあると仮定して、矛盾なく記述される。
- これ等の諸点に基いて著者は偏析きずの根源は偏析線欠陥に在りと断定するものである。前述のように偏析きずの正体を直接に理論的に究明する事は困難であつたがここに偏析きずが偏析線欠陥が鍛造により変化したものと解釈され、第3報の緒言で述べた偏析きずのゴースト的性格の解析は一步前進した事になるのである。偏析きずの根源としての鋼塊の偏析線欠陥の発生原因に關して

は未だ多くの問題が残され、更に多数の実験により探究されなければならないが、一応現在の段階において上述の偏析線欠陥と偏析きずとの同等性の確認の下に、更に前進して実際上の問題として鍛鋼品の偏析きずの軽減対策について論ずることとする。

V. 偏析きずの軽減対策

偏析きずの軽減対策としてはこれ迄述べてきた処からほぼ明らかであるが、本論文を終るに当つて一応まとめて見ることにする。

1. 製鋼対策

鍛鋼品における偏析きずを軽減する為には先ず鋼塊における偏析線欠陥を軽減する事が必要である。偏析線欠陥は勿論偏析線の発生を抑止すれば、完全に防止する事が出来るが、これを實現する事は現在の処工業的に不可能である。例えば凝固条件を制御して、凝固の際の等温面が水平になるようにし、凝固が鋼塊底部より頂部に進むようにしたり、大型の製鋼炉を真空中あるいは不活性雰囲気中で熔解し、熔鋼中の水素量を極少量にする事が出来れば、偏析線の形成を防止する事が出来るであろう。併し現状においては斯かる製造方法は未だ実験段階にあるに過ぎない。即ち現状において偏析きずの軽減対策として我々としてなし得る事は、製鋼作業において特に熔鋼の水素含有量をある限度（現在においては 2cc/100g 程度）内で可及的低くし、脱酸等を合理的に行い、砂の発生を避け得る程度の適当な低温鑄込みを目標とする事だけである。併しこの程度の対策でも厳密に施行されれば、樹枝状晶層の大部分は微細な偏析小素面および樹枝状偏析で占められ、偏析線の径は細く、しかも小範囲にのみ出現し、欠陥を包含する危険は少くなり、仮令欠陥が発生しても微細な為鍛造により消失し易く、残留しても殆んど問題にならないようにする事が出来るのである。

偏析線サンドに関しては未だ研究すべき点が多く残されているが、Mn/Si 比と関連があり、これを 2.5~3.5 程度に選ぶ事が望ましい。なおこの際熔鋼の最終値のみを抑えても好結果は得られず、脱酸の経過を適当にする事が必要のように思われる。例えば還元期の際高温において極力 C 脱酸を行い、強制脱酸剤は仕上脱酸に可及的少量使用する事が必要である。逆に低温精練を行い、還元末期に多量の Fe-Si によつて強制的に脱酸する如きは極めて有害である。併し偏析線サンドと雖も偏析線の形成が抑止されれば大部分浮揚し、また鋼塊中に残留しても有害なきずとはならないであろう。また偏析線が細け

れば偏析線サンドが生じても微細であつて、問題になるような欠陥とはならないであろう。よつて偏析線サンドも空隙と同様に、偏析線の形成を制御する事によつて軽減する事が可能である。

次に偏析線欠陥を軽減する為には凝固速度を大にする事が望ましい。例えば鑄型の厚さを大にして冷却効果を積極的に上昇せしめると共に、消極的には既鑄の隣接鋼塊が冷却を妨げたり、偏心鑄込の為に部分的な冷却速度の低下が起るような事は避けなければならない。又鋼塊の重量が一定の場合には、径が大なる程冷却速度は遅くなり、偏析きずが発生し易いから、偏析線欠陥に関する限り、可及的細長い鋼塊の形状を選び、高径比の大なる欠点はテーパを大にする事によつて補う必要がある。併しこの際問題となる事は後述する鍛造の結果との関係である。即ち鋼塊を鍛伸によつて鍛造する際、鋼塊の径を小にすれば偏析線欠陥は軽減になるが、鍛造比が必然的に小となり、鍛造による偏析きずの軽減効果が小となる。この際何れの効果を重視するかは問題となるが、実際的には個々の場合について現場的に検討する他はない。併し所謂定石的な行き方としては、先ず偏析線欠陥が軽減になるように鋼塊の形状を選び、適当な鍛造比が得られる程度の可及的健全な鋼塊を造塊する事を目標とすべきであろう。

2. 鍛造対策

大型鋼塊に於ては偏析線欠陥の皆無なる事を望むのは無理であるから、鋼塊を造塊後そのまま冷却すれば、欠陥の拡大乃至は欠陥を起点として大亀裂を生ずる危険が存在する。従つて造塊された大型鋼塊は凡て赤材のまま鍛用加熱炉に装入すべきである。著者は 20t 鋼塊に於て A および V 偏析帯に発生した偏析線欠陥を点綴して大亀裂の生じた例を見た事があるが、この意味において造塊後の赤材装入は大型鋼塊の取扱上不可欠であるが、工事上致方ない場合には少くとも次善の方法として冷却ピット等に装入して徐冷しなければならない。

次に鍛造の際に、鍛造による偏析線欠陥の治癒乃至は軽減を目標とすれば次のような点に留意しなければならない。即ち先ず空隙の鍛着は高温程、圧縮応力の大きなる程、しかも圧縮応力を受ける回数および時間が増加する程容易になる筈である。従つて単に最終の鍛造比を大にするだけでは鍛造効果は不十分である。高温でプレス速度を遅くし、プレス回数を可及的多くする事が好ましい。

偏析線サンドに対しても、サンドと鋼との接触を密にすれば、高温高圧の状態で、ある程度サンドは分散する

4) この亀裂は鋼塊の儘では検出不可能であつた。

傾向を有するから空隙の場合と同様に、プレス速度を遅くし、一プレス毎の圧減率は寧ろ小さくしてプレス回数を増し、加熱回数および時間を大にして、高温におけるプレスの作用時間を増加させるようにすれば、空隙に比して治癒され難い偏析線の害も相当軽減されるであろう。なお両欠陥の軽減に対して金敷の形状を適当に選り鋼塊の中心部迄十分にプレス圧力がおよぶように処置する事を忘れてはならない。又鍛造の際、偏析線欠陥に沿って迂りが起り、欠陥の拡大乃至は断続する欠陥の連結を結果する危険がある。この危険は、低温で鍛造する程又鍛造による変形速度が大なる程、鋼の塑性が低下するから増大するであろう。しかして上述の欠陥治癒に関する注意は、この危険を防止するのにも役立つのである。この意味において黒打ちおよび一プレス毎の過大な圧減率は偏析きずに対しては禁忌事項である。

3. 熱処理対策

鍛鋼品の偏析きずは勿論熱処理によりこれを改善する事は不可能である。従つて熱処理対策は飽く迄も偏析きずの害の増大を防止するという消極的な対策でしかあり得ない。この為には先ず鍛造後は特殊鋼の場合程複雑な処理は必要ではないが、理想的には少くとも赤材のまま焼鈍炉に装入して焼鈍し、鍛造組織等を均一にし、残留応力を除去してから徐冷する事が好ましい。また焼鈍後強度上の要求から急冷処理を必要とする場合でも、最低限の冷却速度で冷却するように留意する事が必要である。例えば通常は油冷が要求される場合でも、許されれば空冷を行うよう需要者と充分打合せを行うべきである。特殊鋼の場合ではあるが、大型ローター類で従来油冷処理を受けていたものが、最近では殆んど例外なく空冷されるようになったのは、斯様な考慮の下に熱処理法案が変更された結果と考えられる。又急冷後は冷えきらない間に焼戻しする事も当然考慮されるべき処置である。

4. 実際対策

以上は純技術的見地から考慮された製造対策であるが凡ての製品に対して上述の様な製造方案を採用すれば、製造原価が著しく高騰するから、その適用は経済的な工業的生産を不可能にするであろう。この意味において欠陥の実用上の影響に関する検討が必要になるのである。これ迄述べ来たように、炭素鋼鍛鋼品の偏析きずは殆んど凡ての場合偏析線中に局限されているから極めて微細であり、しかも鍛伸方向にほぼ平行に排列するから、その製品が使用される際に働く最大応力に対しては比較的害の少ない場合が多いのである。併し現状においてはきず

の弊害の限度が何処にあるか不明のまま、上述のような工業的生産条件の下では、製造者の立場からは、一応特に重要と称せられる製品、あるいは特に大型の鋼塊を必要とする製品の場合には、勿論製造原価を犠牲にして理想的な欠陥防止対策を講ずるが、普通と称せられる鍛鋼品（中には真に重要なものがあるかも知れない。）を製造する場合には、健全なる鋼塊の製造に努め、鍛造による欠陥治癒は補助的に考慮し、許容し得る限度に於いて上述の理想的な鍛造方案に近づくように努力し得るに過ぎない。もし欠陥の実用上の影響の検討により、砂や偏析きずのような軽微な欠陥でも重大な影響をおよぼす製品と、問題にならない製品とが明瞭に区別されれば、両者に対する製造費用の配分が合理的に行われ、前者に対しては理想的な製造方案を採用し、これに惜しみなく製造費用を投下しても、おのずから経済的な工業的生産が成立するようになるであろう。

結 言

補足的に偏析線欠陥の性状を再調査し、偏析線欠陥の発生の制御に関して考察した。又偏析線欠陥が鍛造により偏析きずに転化する事を確め、別に偏析きずの鍛着性を調査した。これ等の結果並びに前報により偏析きずと偏析線欠陥とを対比して比較検討し、偏析きずの根源が偏析線欠陥にある事を結論した。また輪状偏析型と偏析きずとの関係を理論的に記述して、この見解を一層 plausible ならしめた。斯くして偏析きずの正体を解明せんとした著者の目的は一応達成されたのである。終りにこの見解に基いて偏析きずの軽減対策について述べた。

論 文 総 括

緒論で述べた様に炭素鋼の大型鍛鋼品に生ずる欠陥中最も主要なるものは、砂と偏析とに関連するきずであるが、特に後者のうち偏析きずを取上げ、その正体を明らかにする為、先ず 20 t 鋼塊を切断して A 偏析帯を調査した。この結果 A 偏析体の構成因子として従来よく知られている偏析線の他に小片状をなす偏析小素面の存在する事を知り、偏析線中には収縮孔としての空隙及び偏析線サンド等の欠陥の存在する事が判つた。

次にこれ等の調査結果を基として、先ず偏析小素面の生成機構を考察し、偏析小素面が樹枝状晶の前面に形成される富触溶鋼の痕跡である事が推論され、その考察の経過に於て富触溶鋼の浮揚現象を具体的に把握し、更にこの偏析小素面の存在、富触溶鋼の浮揚及び偏析線の構

造を手懸りとし、偏析線形成の際偏析小素面がその崩芽の役割りを果たす事を仮定し、これを出発点として偏析線の生成理論を確立し、偏析線の生成に及ぼす各種製造条件の影響を理論的に検討した。

他方鍛鋼品に現われる偏析きずの性状を調査し、偏析きずに及ぼす製造条件の影響を統計的に検討し、偏析線欠陥と比較対照して、偏析きずの根源が偏析線欠陥にあ

る事を結論した。終りにこの見解に基いて鍛鋼品を製造する際の偏析きずの軽減対策に就いて考察した。

終りに臨み本研究の発表を許可された三菱製鋼株式会社の上司の方々並びに研究を援助された長崎製鋼所技術部の関係社員各位に深謝する次第である。

(昭和 30 年 3 月寄稿)

鉄鋼中の気泡に関する研究 (IV)*

(キルド鋼の水素窒素による気泡の発生)

藤 井 毅 彦**

STUDY ON BLOWHOLES IN IRON AND STEEL (IV)

(The Formation of Blowholes by H₂, N₂ Gas in Killed Steel)

Takehiko Fujii

Synopsis:

Blowholes in iron and steel are due to CO, H₂, N₂ gas. In rimmed steel, blowholes are mainly due to CO gas, because oxygen content in molten steel is much higher than its solubility in solid steel, and the pressure of CO gas in molten steel is high. But in semi-killed or killed steel, hydrogen or nitrogen gas becomes a factor of blowhole formation, because the pressure of CO gas in molten steel is very low and the solubility difference of H₂ or N₂ gas between molten steel and solid steel is large.

As to blowholes caused by CO gas, the relation between formation of blowholes and Si, Mn, Al deoxidation was explained experimentally and the results of experiments were compared with calculation values from equilibrium constant (Report III). In this report, to study formation of blowholes by H₂, N₂ gas, H₂ or N₂ gas was lanced into molten steel, and the relation between blowhole formation by H₂, N₂ gas and deoxidation was explained.

Blowhole samples were melted by a 100 kg basic high frequency electric furnace similarly to Report III. When the temperature of molten steel attained to 1600°C, deoxidation reagents (Si, Al) were added in different quantities. Some time after deoxidation, H₂ or N₂ gas was lanced into molten steel for a time. 25 kg of molten steel was immediately tapped to a ladle and then poured to a 16kg ingot. In succession four ingots were cast, similarly.

The results obtained from this experiments were as follows.

1) Blowholes caused by hydrogen

a) Si deoxidation.....As hydrogen content increased, the limit of blowhole formation increased to 0.2% Si from 0.1% Si. But when Si content was more than 0.2%, blowhole by hydrogen gas did never grow under $80 \times 10^{-5}\%$ H₂.

b) Al deoxidation.....When Al content was more than 0.01%, blowhole by hydrogen gas did not grow under $80 \times 10^{-5}\%$ H₂. Accordingly when H₂ content was less than $80 \times 10^{-5}\%$ H₂, hydrogen was not the main cause to blowhole formation if the molten steel was deoxidized fully.

2) Blowholes caused by nitrogen

a) Si deoxidation.....As N₂ content increased, the limit of blowhole formation increased to 0.2% Si from 0.1% Si. But when Si content was more than 0.2%, blowhole by N₂ gas did never grow under $100 \times 10^{-4}\%$ N₂.

*. 昭和 29 年 4 月本会講演大会にて発表 ** 住友金属工業株式会社和歌山製造所 技術部研究試験課