

及高さとの關係を求めた。直径を D 、高さを H 、据込量を q とすれば、之等の關係は

$$D/H = a(q/H)^2 + b$$

なる拋物線で表すことが出来る。此處に a 及 b は實驗によつて定まる定數であり、之を求めた。

(vii) $D/H < 0.7$ なるときは $D/H \doteq 0.8$ となるまで、据込に依る内部の變形量曲線に極大を作り $D/H > 0.7$ となるに及んで最早極大を作らない。

(viii) 中央層の中心部に於ける變形並に其の中心より表面に至る變形勾配は $D_0/H_0 \doteq 0.7$ なるときに据込量約 40% まで据込量に略比例する。 $D_0/H_0 < 0.7$ なるときは据込量の小なる間は小であるが $D_0/H_0 > 0.7$ となれば之と反對に据込量の小なる間大である。

(ix) $D_0/H_0 \doteq 0.7$ なるときの最大剪斷應力面と壓縮方向とのなす角は約 45° である。

(x) 要するに据込鍛錬の場合に於ける内部の變形は $D/H \doteq 0.7$ を境にして相違して居る。而して鋼塊内部に可及的一様な變形を起さしめるには $D_0/H_0 < 0.7$ のものを約 0.7 まで据込み、夫以上は据込まざる方可である。若

しも $D_0/H_0 > 0.7$ のものを据込むならば 30% 以上の据込量を與へる可きものと考へる。

本實驗に基いて得た結果が鋼塊鍛錬の場合と嚴密に一致するものとは言ひ得ない。然しながら今日まで鋼塊に就て調査した結果によれば、殆んど両者が同様な變形を起して居ることを知つた。故に本實驗結果が正確に鋼塊鍛錬の場合と一致しなくとも鋼塊鍛錬の機構を知る一指針となることを確信して居る。

尙實際問題として最も緊要なことは、割疵を融着し、結晶粒をレフアインするには、鋼塊内部に何程の變形を起さしめるべきかを知ることである。其の爲に Ni 鋼 8 種鋼塊炭素鋼 3 種鋼塊及 $Ni-Cr$ 鋼 10 種鋼塊コアに就て目下實物實驗中である。

終りに臨み本研究の發表を許可せられたる株式會社日本製鋼所並に本研究の遂行に當り絶えず御懇篤なる御指導、御鞭撻を賜つた水谷叔彦博士並に室蘭工場長打越光保氏及改良課長黒川慶次郎氏に謹みて感謝の意を表すると共に、實驗を援助された加藤勘司君其の他實驗室諸氏に厚く謝意を表す。

酸性平爐鋼のサンド並に白點に就て

(日本鐵鋼協會第 15 回講演大會講演)

小林 佐三郎*

INVESTIGATIONS ON THE SILICATE INCLUSION AND FLAKES OF ACID-OPEN-HEARTH STEEL

Sasaburo Kobayashi.

SYNOPSIS:—

(A) Silicate inclusion.

1) The author investigated on the silicate inclusion of steel from melt to ingot by Dickenson method. 2) Silicate are diminished when the slag composition is higher acidic and the oxygen contents of molten steel is small. 3) Also, silicates are decreased by the use of $Si-Mn$ and $Fe-Ti$ as deoxidiser. 4) Addition of $Fe-Mn$ during the boiling period is effective for diminution of silicate. 5) Generally, silicates of ingot show maximum value at inside of the bottom and outside of the top. 6) Large Mn -silicate remains in ingot when the addition of Mn is too much

(B) Flakes.

1) Existence of flakes can be detected by deep etching with alcoholic solution of HNO_3 . 2) Segregations, cracks and low-silica-silicates of ingot give much effect on the formation of flakes. 3) Forged steels in which flakes appear, have partially martensitic structure caused by segregation of alloying elements. 4) Slow cooling after forging is most effective for prevention of flakes.

第 1. サンドに就て

I. 緒言 特殊鋼材に現出し易い砂疵(サンド)と白點は鋼材の二大缺陷として今後益々研究さるべき問題であ

* 日本製鋼所室蘭工場

るが著者が此の2問題を酸性平爐鋼に對して調査した二、三の結果を記述する。

サンドとは鋼中に含まれて居る Si , Al , Mn , Fe , Ca , Mg 等の酸化物が單獨又は結合して存在するものを指し此等が集積して鋼材に現出すれば肉眼的砂疵となり微細なる



形で分散して居れば顕微鏡的乃至は超顕微鏡的砂疵となつて種々の悪影響を鋼材に及ぼすものである。而して通常の脱酸鋼塊には多少に拘らず常に此等のサンドを含有し其の組成も一般に SiO_2 , Al_2O_3 等の多いものであるから鍛錬に依つて擴散消失することなく且つ比較的耐酸安定である爲に此等の高珪酸鹽は化學的に定量することも可能である

Dickenson¹⁾氏はサンドの化學的定量に成功して鋼塊のサンド分布を調査し Herty²⁾氏も此の法に準據して精錬中に於けるサンド輕減に就いて種々の研究をして居る³⁾。其後 Dickenson 氏の方法に依り鋼中の酸化物或はサンドを比較定量することは良く行はれて居るが⁴⁾ 熔解作業から鋼塊に至る迄を統計的に研究したものは稀であるから茲に酸性平爐鋼に就て數多く調査した結果を纏めて記述し引いては砂疵輕減に對する方策を考究せんとするものである。

尙 Si を稍多く (例へば 0.15% 以上) 含有する鋼中の酸素は凝固後大部分がサンドに變化することが熱力學的計算からも實驗的結果⁵⁾ からも推察され又熔鋼中に浮游するサンドは通常の平衡では取扱はれぬ爲にサンドに就いて直接調査することは單に砂疵のみの問題で無く熔鋼脱酸の研究には特に必要な問題である。

尙 Si を稍多く (例へば 0.15% 以上) 含有する鋼中の酸素は凝固後大部分がサンドに變化することが熱力學的計算からも實驗的結果⁶⁾ からも推察され又熔鋼中に浮游するサンドは通常の平衡では取扱はれぬ爲にサンドに就いて直接調査することは單に砂疵のみの問題で無く熔鋼脱酸の研究には特に必要な問題である。

II. 試験方法

1) 試料採取:— 鋼浴試料は約 1kg を採り得る鐵製試料匙にて汲み取り之を空冷して凝固せしめ鋼材試料は各位置より適當に切斷して採取し此等は更に一片の重量 5~20g の小片に細斷してサンド量の測定に供した。又鋼塊縦斷面より採取する場合には厚さ約 5mm 長さ約 50mm のハツリ試料を採取し其の儘サンド測定試料とした。

2) サンド定量法:— Dickenson-Herty 法に準ずるもので⁸⁾ 其の概要は次の通りである。

試料約 100g を容量 3l のフラスコに採取し 10% 冷硝酸 2.5l を加へ空氣を吸引せしめて溶液を絶えず攪拌せしめ試料を常溫にて溶解する。30~50% の後溶解液を 3l の

ビーカーに移し濃硝酸 30~80 cc を加へ攪拌靜置して上澄液を傾瀉し去る。其の間に元のフラスコに残留する試料には新に 10% の硝酸を加へて溶解を繼續して全試料の液解する迄本操作を繰り返す。溶解完了したる時は残渣を全溶液と共にビーカーに移す。

次に上澄液を去り沈降残渣を約 200cc の液と共に 500 cc のビーカーに移し靜置して上澄液を去りたる後更に 10% の硝酸を加へて全液量を約 200cc と爲し熱板上にて加温して $KMnO_4$ 溶液(3%)30~60cc を加へ約 20 分間加温を續けて炭化物を分解し約 400cc に稀釋して靜置する。

上澄液を去りて $HCl(5\%)$ 約 60cc を加へ約 15min 加温靜置して傾瀉を行ひ更に残渣に $NaHCO_3(5\%)$ 約 20cc を過剰に加へて 15min 加温し靜置する。同様にして再び $HCl(5\%)$ 及び水にて残渣を洗滌したる後無灰濾紙にて濾過し乾燥灼熱して鋼中サンドの全量を測定する。

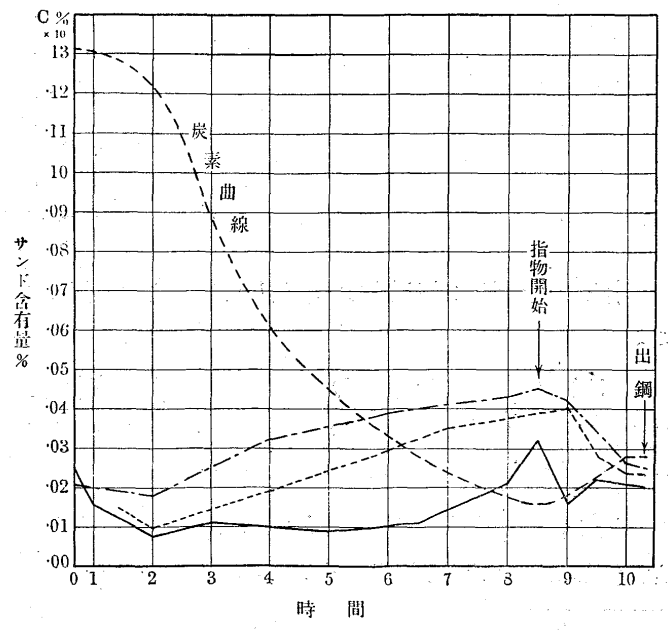
次に残渣を HF 及び H_2SO_4 にて處理し SiO_2 含量を分析し更に重硫酸加里にて熔融し鋼滓分析法に準じて FeO , Al_2O_3 , MnO , CaO 等を定量しサンドの平均成分を算出する。

尙残渣を濾過する際に其の一部を檢鏡用硝子板の上に採取して乾燥せしめ之をウルトラパーク又は通常の金屬顯微鏡にて檢鏡並に撮影をした。

III. 精錬各期に於けるサンド量變化

先づ石灰法に依る酸性平爐精錬に於て解落ちより出鋼迄の間に鋼浴試料のサンド量變化を代表的的の三熔解に就て示せば第 1 圖の如くである。

第 1 圖 精錬各期のサンド量變化 (石灰法)



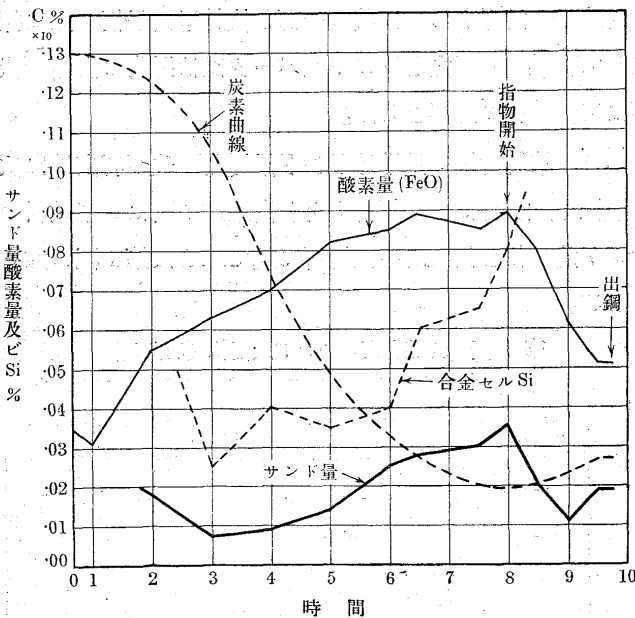
1) J. I. S. I., 1926 (I) p. 177.
 2) Carnegie Inst. M. M. Invest., Bull. 37
 3) Carnegie Inst. M. M. Invest., Bull. 36
 4) A. S. S. T., 1932, p. 271
 5) Report on the Heterogeneity of Steel Ingot, Id S. Inst. Special Report No. 2, 1932.
 6) Hruska.: Blast Fur. st. Pl. 1935, p. 67.
 7) H. Schenck: Phy.-Chem. Eisenhüttenprozesse, Band I & II.
 8) 小林: 鐵と鋼 第 18 年 第 12 號

第1圖に依れば一般に解落ち後 Si 並に Mn が酸化して行くときはサンド量も次第に僅少となり C の酸化即ち脱炭反應が激しく起り初める頃は精鍊中を通じて最もサンド量の少い時となる。次に脱炭反應が進行して行くに従ひ徐々にサンド量も増加して指物開始直前は少い場合でも $0.02 \sim 0.03\%$ 、多い時には 0.05% に及び精鍊中最も多量のサンドを示して居る。指物としての脱酸劑が添加されて初めてからは却つて次第に減少し出鋼直前には通常 $0.015 \sim 0.030\%$ のサンド量となる。

サンドの主成分は通常 SiO_2 であつて $2FeO + Si = SiO_2 + 2Fe$ なる式に従ひ鋼浴中の O_2 と Si が結合して生ずるものであるから鋼浴に於ける此等の含量多き程多量のサンドを生ずる譯である。

今精鍊中に於ける鋼浴に就て O_2 を Herty⁹⁾ 氏の Al 法にて測定し(之を便宜上 FeO として計算する)又全 Si 量よりサンドとしての Si を控除して金屬状態の Si を計算し此等をサンド量と比較した一例は第2圖に示す通りであつて脱炭反應が盛んに起る様になつてからのサンド量は

第2圖 精鍊中のサンド量と酸素並に Si との関係

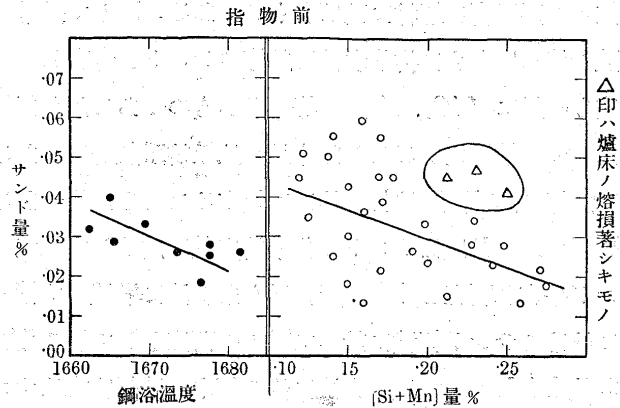


O_2 素と Si 含量に略比例して増加して居るものと観られる。

従て指物前のサンド量を軽減させるには鋼浴の酸素量を適當に減少させることが緊要であつて逆にサンド量の多少は精鍊の良否を示す一指針となる。第3圖は更に之を明示して居る。即ち精鍊温度高く Si 並に Mn の還元多きときは概してサンド量も軽微となつて居る。

⁹⁾ Blast Fur. St. Plant, 1930, p. 468.

第3圖 サンド量と温度並に $(Si + Mn)$ 量との関係



精鍊温度高ければ炭素に依る脱酸率が大となつて鋼浴の酸素は減少し且つサンドが軟化して凝集浮揚することも容易となる。又温度と共に鋼滓の酸性度が高くなるに従ひ Si の還元は多くなつて酸素量が減少しサンドの生成が軽減される。鋼滓の組成はサンド量と直接の関係は少いが概して MnO 含量が特に多いときに少くなる傾向を示す。

第1~第3圖は次の如き組成の場合である。

SiO_2	FeO	MnO	CaO
58~64	10~16	7~12	6~12

以上の如く指物開始前に於けるサンドを減少せしむるには熔鋼の脱酸程度を高むる爲に精鍊温度を上昇せしめ且つ適當量の Si が還元して居る必要があるけれども尙参考事項として次の諸點を考慮しなければならない。

1) 爐床の熔損著しきときは鋼浴と SiO_2 との接觸面積大となる故 Si の還元は増大するが浮遊する銀砂の爲に却つてサンドを増加する場合が多い。第3圖に其れを例示してある。

2) 鋼浴に酸素を多量に含有する爲に Si の還元が起らず又生成される SiO_2 は過量に存在する FeO と結合して鋼滓に吸着され易くなつてサンドが軽微となることがある。かかる鋼浴は脱酸劑の投入に依り多量のサンドを生ずることは論を俟たない。

3) Herty 氏の Al_4 法に依る熔鋼の酸素定量法は CO と FeO は略完全に測定されるものと考へるがサンドとしての SiO_2 は其の一部が測定され少量の SiO_2 (試料に對し 0.005% 内外) は分析値に入らぬから嚴密に CO 瓦斯と FeO のみを測定したことにならず寧ろ全酸素量に近い數値と見做される。尙真空抽出法に依る全酸素分析は吹く熔鋼試料とは適用されない。又サンド測定試料は急冷の際温度降下に依る Si の脱酸率増大に基いて新に生成され



た SiO_2 も多少分析されることになるから眞のサンド量より大なる數値となる。此等は満足なる試料採取と分析が至難である爲今のところ止む得ぬ誤差である。

4) 指物前の酸素並にサンド含量には熔鋼中の C 含量が最も大なる影響を及ぼすことは第1表に例示する如くである。依つて本文に於ては指物開始前の C 量は總て 0.16~0.24% のものを取扱つて居る。

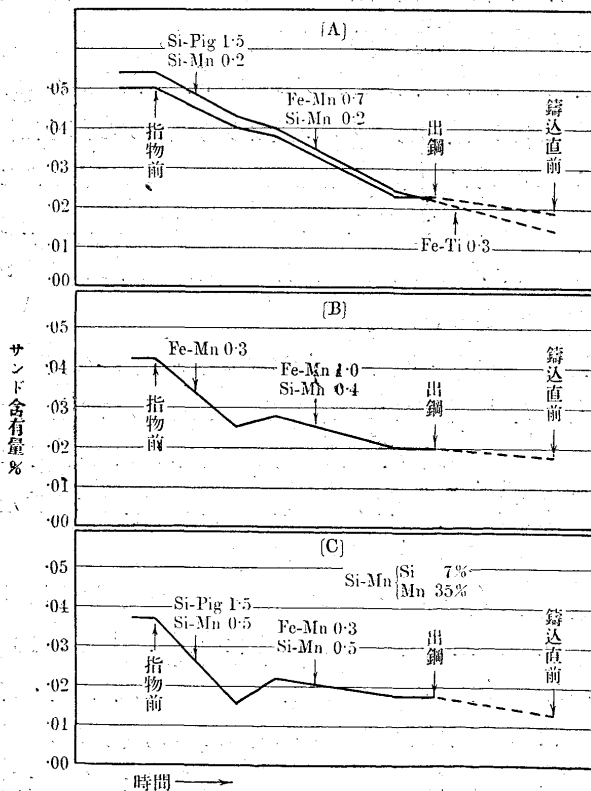
第 1 表

C	0.18%	0.32%	0.51%
FeO(Al 法)	0.087	0.060	0.049
サンド	0.034	0.019	0.016

5) 指物直前の鋼浴より抽出したサンドは主として微細なる球狀(徑 0.010mm 内外)を呈するが脱炭進行中に於ては其れより一層微細であるのが普通である。

IV. 指物開始後鑄込前迄のサンド變化 第1圖に示した如く指物としての脱酸劑を添加し始めてより鑄込迄の間は次第にサンド量を減少するが脱酸劑の種類添加方法其他の差異に依り減少の程度に相違がある。第4圖は其れを示したものである。

第 4 圖 指物開始後のサンド量變化



第4圖Aは英人 Cosmo Johns 氏より教示を受けたピッキング法であつて初めに Si の多い銑鐵を附加する故鋼浴の鎮靜は良好となるが SiO_2 含量の多いサンドを生ずる爲に概して小粒で上昇に時間を要し鋼浴内サンドの減少は餘

り急激で無い。其後 Fe-Mn を投入するに及んで MnO を生じ易くなり従て凝集浮揚の容易な Mn-Silicate となつてサンドは稍顯著に減少の傾向を辿り鑄込直前には 0.025% 以下となる。

出鋼に際して更に脱酸力の強き Fe-Ti の少量 (Ti として 0.046%) を投入するときは先づ TiO_2 を生じ其の鹽基力が強いので容易に SiO_2 と結合して Ti-Silicate となり凝集浮揚する傾向大なる爲にサンド量は減少する。此の場合鋼浴より抽出したサンドは 30~50% の TiO_2 を含有する。

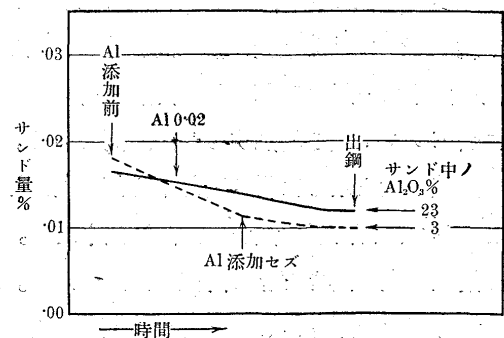
第4圖Bは銑鐵の代りに Fe-Mn を使用する方法であつて Mn 投入直後に稍急激の減少を示すが其の後は比較的緩徐である。本法は Si の還元多きときには適するものである。

第4圖Cは通常の Si-Mn (Si 25%, Mn 50%) の代りに Herty 氏の研究⁴⁾に準じ比重(6.7)にして Si と Mn の比を1對5としたもの (Si 7%, Mn 35%) を使用した場合であつてかかる脱酸劑を適當に使用することはサンド輕減上有效である。

次に補助脱酸劑として Al を爐内鋼浴に添加した場合は鋼浴の鎮靜狀況は良好となるが第5圖の如くサンドの減少傾向は少い故其の過量を添加することは避くべきである。

Al に依る脱酸生成物の Al_2O_3 は高融點で鹽基力小なる爲一般に微細なるサンドとして存在する。

第 5 圖 Al 添加の場合



扱て以上の實驗に依り鋼浴中のサンドを減少せしむる方法として次の3項に留意すべきことを知る。

- 1) 鋼浴を稍長時間鎮靜させて微細なるサンドも浮き上らしむること。
- 2) 微細なるサンドの主成分である SiO_2 と結合して浮揚に容易なる大粒サンドを生成する如き脱酸劑又は精鍊法を適當に利用すること。
- 3) 鋼浴中の酸素含量を減少させて脱酸劑添加に依るサ

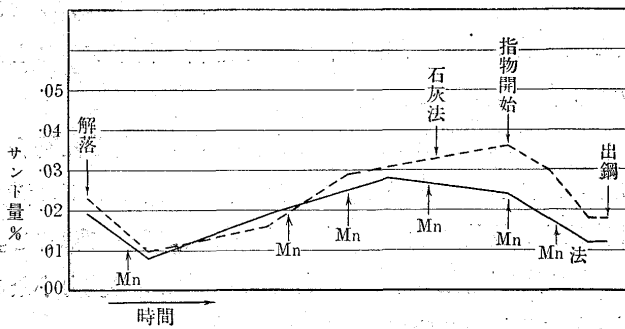
ンド生成量を輕微ならしむること。

指物開始後常にサンド量の減少するは第1項の効果が與つて力あるものと觀られるが特にピッキング法は其の影響が著しい。Mn や Ti を適當に利用するときは鹽基性の大なる MnO 又は TiO₂ を生じ SiO₂ と結合して大粒サンドとなり易い故第2項の効果を擧げることが出来る。

Mn を精鍊中時々添加して (Mn 含量を常に 0.18% 以上に保つ) 鋼浴の過酸化を防止し鋼滓中の FeO を MnO にて置換して精鍊末期に於ける鋼滓の活性度を減すると共に Si の還元を導かんとする所謂 Mn 法を適當に施行するときは前記3項が何れも或る程度満足せられてサンド減少の傾向は大きくなる。

第6圖は其の一例をピッキング法に依る石灰法と比較し適當に操業されたる場合の Mn 法がサンド輕減上有效なるを示したものである。

第6圖 Mn 法に依るサンド量變化



V. 鋼塊のサンド 鋼塊に於けるサンドの分布は其の形狀大小及び精鍊又は造塊作業等の相違に依り多少の差異はあるが約 10t の脱酸鋼塊の縦断面に就て調査した一例は第7圖の如くで一般に底部は其の内層に於て又頂部は其の外層に於てサンド量を増加するのが通例である。

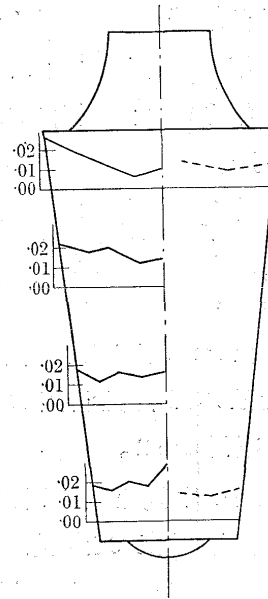
而して鋼塊が大となるに従ひ底部中心部と頂部外側のサンド量を増して頂部内層は減する傾向が強くなる。C 量が減じ或は鑄込温度の高きときも同様の傾向である。又熔鋼の酸素含量も至大の關係あるものと觀られ脱酸狀況甚だ良好と見做された熔鋼の場合には第7圖に點線で示す如く寧ろ逆の偏析傾向を示して居る。

此等サンドの偏析は熔鋼凝固の際に起る結晶沈澱に因るの外浮揚するサンドが側方より發達し來たる結晶に捕捉せらるるものと考へられる。低炭素鋼に至る程初期晶温度には早く達すべき筈である故頂部外側にサンド多きは後者に因ること大であらう。

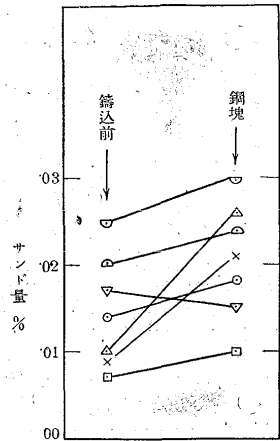
鑄込直前の鋼浴サンド量と鋼塊の其れとを嚴密に比較す

ることは困難であるが約 15t の鋼塊に於て底部中層のサ

第7圖 鋼塊サンド分布



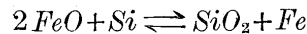
第8圖 鑄込前後のサンド



ンド量と比較した結果は第8圖の如く一般に鋼塊に於て増加し且つ熔鋼に於てサンドの多いものは鋼塊に於ても増加して居る。従つて鑄込前迄に可及的サンド量を減じて置くべきことは此の結果からも明らかである。

鑄込後凝固迄の間に浮揚するサンドは甚だ多いので鋼塊の位置に依り鑄込前のサンド量よりも減少する部分は總體的に多いが時には却つて増加したと觀られる場合がある。其の原因は外部より混入するサンド等にも因るが主なる理由は温度降下と共に脱酸が進行して新に生成されるサンドが多い爲である。

今鑄込前に金屬状態の Si が 0.20% 含有され其の温度を 1,577°C と假定し Mn 等の影響を無視するとき次に示す Schenck⁷⁾ 氏の平衡式を借りて計算すれば熔鋼中には尙 FeO として 0.041% の酸素を溶解して居ることになる



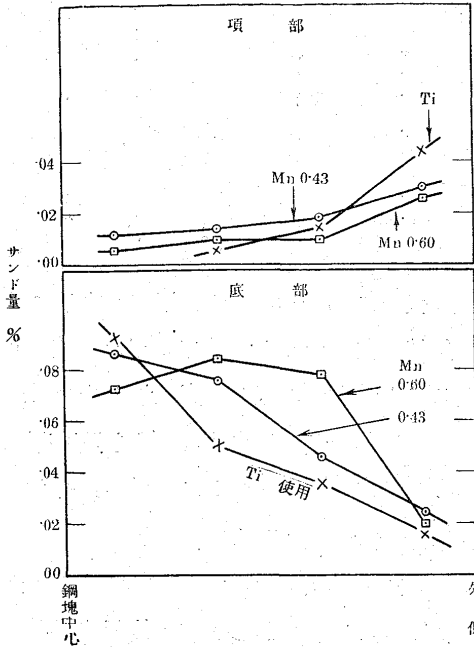
$$\log K'_{Si} = \log [FeO]^2 [Si] = -32,800/T + 14.25$$

此の熔鋼の鑄込後凝固點 (假りに 1,527°C とする) に達する迄 Si 量が 0.20% に保持されたとすれば其の時の FeO は 0.024% に減少すべきである。従て 0.041 - 0.024 = 0.017% の FeO は鑄込後 Si の爲に SiO₂ にならなければならぬ。斯くして新に生成されるサンドは 0.007 となるが實際には更に MnO, FeO との凝集作用又は熔解度の低下に依り一層多くのサンドが生成されることになり多量のサンドが浮揚するにも拘らず鋼塊には尙残留する

ものが多いのである。

第9圖はサンドの比較的多い40tの低炭素鋼塊の頂部

第9圖 鋼塊のサンド量(40t)

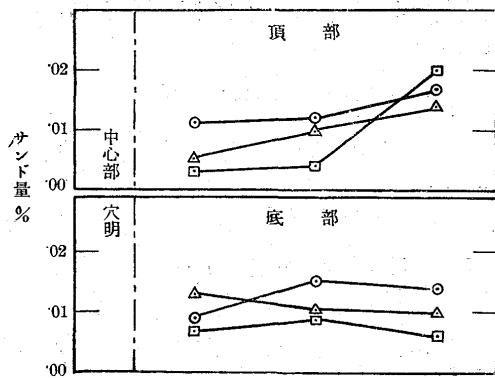


並に底部のサンド量を比較したものである。此の圖に於ても頂部は外側に又底部は内層に行く程サンドは多いがTiを使用するときは特に其の傾向が大である。又Siは何れも約0.20%であるがMn

が0.60%と0.43%に変化して居るときはMnの多い前者の方が底部中層のサンドは多くなる。

一般にSiに比してMn量の多い鋼塊に於ては全體としてのサンド量は減少するが大粒のMn-Silicateを残留する危険が多く従て鍛錬に依り長く展延されて肉眼的砂疵

第10圖 両端切捨て後の鋼塊サンド量



を生じ易い故Mnの過量添加は注意する必要がある。熔鋼の酸素含量の大なるときも同様の結果となる。

次に大鋼塊又はTiを使用した鋼塊の如く底部内層と頂部外層にサンドが特に多く他の部分に僅少のものは両端を適當に切捨て或は更に中心部をドレパンして使用すれば第10圖の如くサンドの偏析大なる部分は除去される。

鑄込温度が高くなれば砂疵の軽減されることは能く言はれて居るが約15t鋼塊の底部に近い部分より採取したも

のに就て比較した例に依れば第11圖の如く鑄込温度高きものがサンド量も輕微となる傾向を示して居る。

VI. 外部より混入するサンド

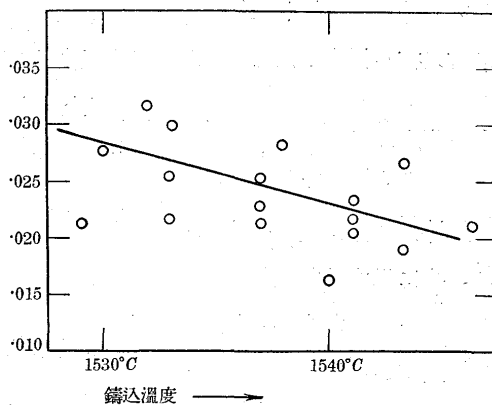
鋼塊に包含されるサンドには熔鋼の脱酸生成物と外部より耐火材料其他が混入して残留したものとに二大別される。

而して精鍊より凝固に至る迄の間熔鋼は常に耐火材料又は鋼滓と接觸して居るので此等が砂疵の有力なる一原因となるものであつて之が爲に鋼材を廢却に導くことが屢々ある。外部より混入したサンドは其の組成並に形態を検すれば判明することが多い。

1) 装入材料と共に混入するもの:— 製鋼原料として装入される主成材料中には相當量のサンドを含有し又其れに附着して混入するものも多い筈であるが此等は解落ち直後の鎮靜期に浮揚し去るものが多いと見えて脱炭反應の起り初める頃は第1圖又は2圖に認められる如く鋼浴のサンド量は概して輕微となる。而して装入材中にMnの多き程精鍊初期の鋼浴淨化は行はれ易い故精製鋼を多く用ふると共にMn含量を高むることに留意すれば其の影響を軽減せしむることは比較的容易である。

2) 爐床又は附加材料より混入するもの:— 爐床の熔損激しきときは銀砂又は硝子破片狀をなした無定形サンドを増すことは第3圖に例示した通りであるから特に注意すべ

第11圖 鑄込温度とサンド量



きものである。附加材料中にも多量のサンドを含有することがある。

3) 出鋼の際混入するもの:— 酸性平爐より出鋼させる際に出鋼口の充填物は完全に除去されず其の一部は常に鋼流と共に取鍋に流れ込み従て銀砂の相當多量

が鋼浴に入ることになる。今25t爐に於て約4kgの銀砂が取鍋に入るものとし(實測)其の約3割が鋼浴中に混入すると假定すれば之のみで熔鋼に對し約0.005%に相當するサンドを増すことになる故深甚の考慮を要する。但し實際には取鍋内に於てサンドの浮揚することが多く従て出鋼前よりも却つて鑄込直前の鋼浴はサンド量が減するのを通例とする。

尙取鍋又は懸堰のノズル材料が熔損して混入する量も看過出来ない。



4) 裏付粘土の混入:一 栓前、樋、懸堰又は鑄型頭部等に粘土を裏付して居るが是等が溶損して或は機械的に鋼流中に混入する量も甚だ多い。粘土の主成分は珪酸アルミナであるから概して微細なる形をなし浮揚も困難で鋼塊に残留し易い。

第2表に例示する如く出鋼前の鋼滓は Al_2O_3 及び MnO 少く FeO を多く含むが之を押湯部に鑄入して鋼塊凝固後其の組成を検するに FeO を減じて MnO 及び Al_2O_3 が著しく増加して居る。 MnO の増加は脱酸生成物として Mn -Silicate の浮揚したことを示すが Al_2O_3 の増加は外部より混入したる粘土分の浮揚したことを明示して居る。

第 2 表

		SiO_2	FeO	CaO	MnO	Al_2O_3
鋼滓	出鋼前	61.20%	12.49%	10.73%	9.74%	2.85%
	鑄型内	58.10	2.30	1.50	23.83	8.12
サンド	出鋼前鋼浴中	78	9	—	10	3
	鋼塊中	59	12	痕跡	15	14

同様に鋼中サンドの組成を觀るに Al_2O_3 が3%より14%に増加して居り粘土の組成を Al_2O_3 50%, SiO_2 50%と假定すれば $14 \div 50 = 28\%$ 即ち全サンド量の約3割は外部より混入したる粘土類が残留して居ることになる。

5) 鋼滓其他の混入:一 鋼滓又は耐火材料が一部分に比較的集積して混入して居るのは實地に能く認められることである。特に鑄込温度の低過ぎるとき鋼塊の外層に多く現れるが其の成分の一例は次の通りで Al_2O_3 が多く、 CaO の含まれて居る點より觀て明かに耐火材の混入したるを知る。

SiO_2	FeO	MnO	CaO	Al_2O_3
41.62	5.09	1.00	2.97	45.0

又鑄込中鋼浴面に浮遊して居る鋼滓が鋼流に巻き込まれて大なる砂疵を生ずることもある。次に示す分析は鋼塊底部の中心附近より顯著なる砂疵として現出したものの組成で第2表の鑄型内鋼滓に類似した組成である。

SiO_2	FeO	MnO	CaO	Al_2O_3	MgO
56.75	4.10	28.96	1.54	6.88	1.19

VII. サンドの組成並に形態 精鍊末期より鋼塊に至る間のサンド組成の變化を酸素含量の多い低炭素鋼の場合に就て例示すれば第3表の如くである、

即ち指物開始直前のサンドは SiO_2 含量が90%に近く MnO は殆ど含まれて居らぬが脱酸劑投入後は MnO を含有するサンドを生じ従て凝集浮揚も容易となつて其の量を減ずる。

第 3 表

熔解法	時間又位置	サンド量	サンド平均組成			
			SiO_2	FeO	MnO	Al_2O_3
ピツギング	指物前	0.0450%	90%	8%	痕跡	2%
	銑鉄後	0.0420	85	9	2	4
	出鋼前	0.0304	75	12	8	5
	鑄込前	0.0223	68	12	6	14
	鋼塊頂部	0.0205	66	8	3	23
	鋼塊底部	0.0237	70	10	6	14
代用ガンマ法	指物前	0.0458%	88	8	痕跡	4%
	Mn 後	0.0240	78	10	6	6
	出鋼前	0.0189	65	16	12	7
	鑄込前	0.0204	58	17	10	15
	鋼塊頂部	0.0140	60	6	12	22
	鋼塊底部	0.0308	54	7	21	18

此の傾向は銑鐵の代りに $Fe-Mn$ を使用する方法に於て稍顯著であるが鋼塊低部のサンド量はピツギング法よりも却つて多量となることが多い。但し酸素含量が少く Mn の使用量適當なときは其の憂ひは少い。 Al を脱酸劑として使用しないにも拘らず鋼塊のサンドに Al_2O_3 を多く含むことは第2表に就て説明した理由に依る。

サンドの形態變化は第12圖に示す如き傾向である。即ち指物前は極めて微細なる球状であるが其の後凝集浮揚が盛んに行はれるに至れば次第に大となり鑄込直前は一般に其の直径は $0.01 \sim 0.05 mm$ であるが鋼塊サンドは一層生長して来る。

酸素並に Mn の含量が多く且つ鋼塊の大となるに従ひ乳白色~淡綠色の Mn 系サンドを生じ互に凝集し易くなる故第12圖Eに示す如く稍大なるサンドを多數に生ずることがある。此等は鍛鍊後Hの如く長く展延されて肉眼的砂疵を生じ易い。

以上は主として脱酸生成物としてのサンドであつて此の外Fに示す如き無定形の混入サンドが多少に拘らず含有されて居る。

第 2 白點に就て

I. 緒言 白點に關する研究は此の10數年の間に數多く發表され其の概要は日本學術振興會學術部第19小委員會發行¹⁰⁾の文献集に能く輯録されて居るが未だ其の發生原因に對しては充分なる解決が與へられて居らない。

然るに近時有力なる説としては 1) 冷却の際の熱應力に歸するもの 2) 結晶偏析に依る變態應力及び 3) 水素其他の瓦斯に歸因せしむるものとであると觀られる。

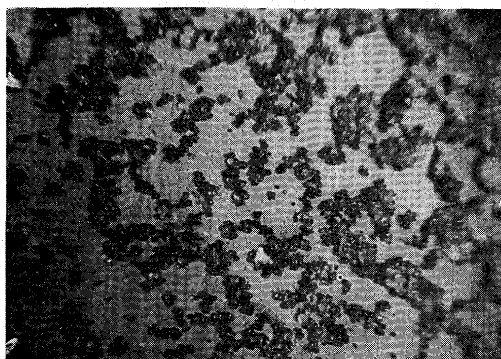
白點の眞因に關しては今後幾多の綿密なる調査研究が行はれるものと考へられるが茲には鋼塊の一缺陷を指摘した

¹⁰⁾ 特殊鋼材の缺點に關する文献 昭和10年4月

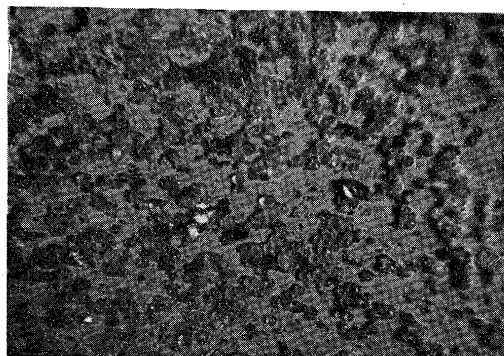


第 12 圖 摘出サンドの形態 ×150

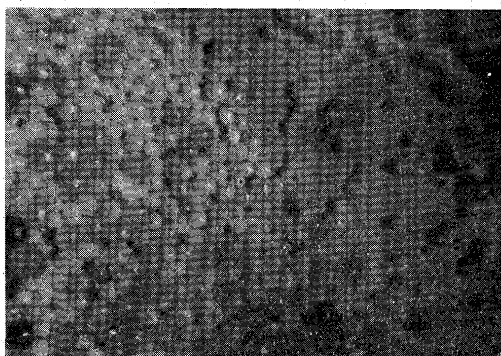
A 指物前



B 出鋼前



C 鑄込前



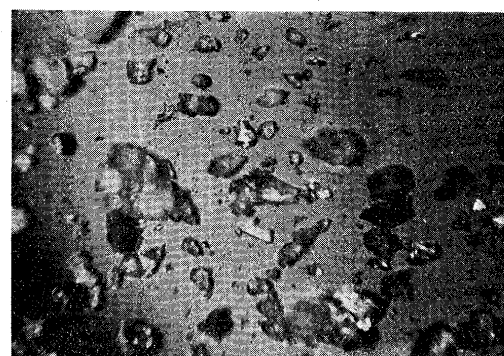
D 鋼塊



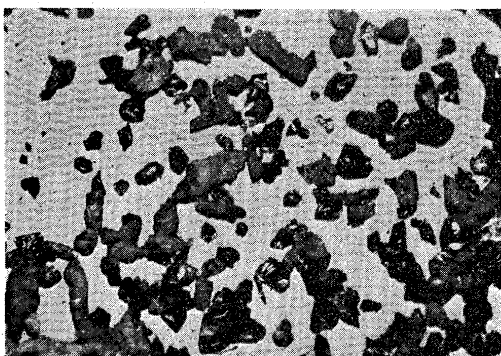
E 大なる珪酸マンガ



F 混入サンド



G 鍛錬後 (MnO 少)



H 鍛錬後 (MnO 多)



る後略同一種類の鋼材に就て白點を生じたるものと然らざるものとの比較並に實驗の結果を記述し進んで白點の原因と防止に就て多少の考察を試みんとするものである。

II. 白點檢出方法 白點の最も普通なる檢出は破斷したる鋼材面又は抗張試験に依てなされるが切斷面に於ては之が毛割れとして現出するので鋼材切斷面を仕上たる後肉眼にて特徴ある毛割れを檢出して白點と斷定する場合が多い。此の際割れ目を判然せしむる爲に鹽酸にて深蝕せしむることがあるが操作に不便を伴ひ且つ硫化物を溶解する爲に眞の毛割れを檢別するのに困難を伴ふ。又 Rosenhein 氏の銅溶液は微少白點を充分檢出し得ない憾みがある。著者は大型鋼材を比較的容易に且つ鋼材を損傷せしめざる腐蝕法を研究して次の方法を選定した。

即ち 90 容積のアルコールに 10 容積の濃硝酸を徐々に攪拌しつつ注加して 10% 硝酸アルコール溶液を調製し之を刷毛又は適當の方法にて機械仕上を施したる鋼材面に 30~60 分間塗布したる後腐蝕液及び附着物をアルコールにて能く拭ひ去り毛割れを檢出する。アルコールにて洗滌する前に水又は 2% 重炭酸曹達溶液にて拭つても差支へないが通常其の必要を認めない。

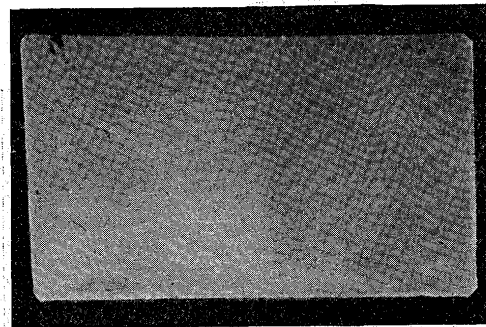
本法に依るときは調質したる鋼材の白點のみならず調質前の微少なる毛割れも容易に見出すことが出来て好都合である。一般に腐蝕後 10 分以上経過した方が毛割れ内に浸潤して居つた液が浸出して割れを見出し易く又鹽酸の場合の如く硫化物が侵されない爲に腐蝕面が清浄で疵の發見も容易である。

III. 鋼塊の割疵並に酸化物 白點は通常鍛鍊後の鋼材に現出するものを指すのであるから未だ鍛造を受けない鋼塊の粒間龜裂とは便宜上區別して取扱ふべきものと考へる。鋼塊に割疵の存在することは能く知れて居るが著者が鋼塊 6 種に就て調査した結果に依れば其の全部に第 13 圖の如き割疵が存在し其の位置は略ゴーストと一致して居る。

即ち小鋼塊に於ては中心部の V ゴースト部に大鋼塊に至る程輪狀ゴースト部に存在して居り且つ充分徐冷した鋼塊にも存在するところより見て此等の割疵はゴーストを有する通常の鋼塊には程度の差こそあれ常に存在して居るものと考へて差支へ無い。尙輪狀ゴースト以内の層には稍細小の割疵が多數存在することが多い。

鋼塊を鍛鍊すれば此等の割疵は比較的容易に鍛接されるものであるが鍛鍊度不足の場合又は鍛鍊の方法或は加熱が

第 13 圖 鋼塊の割疵



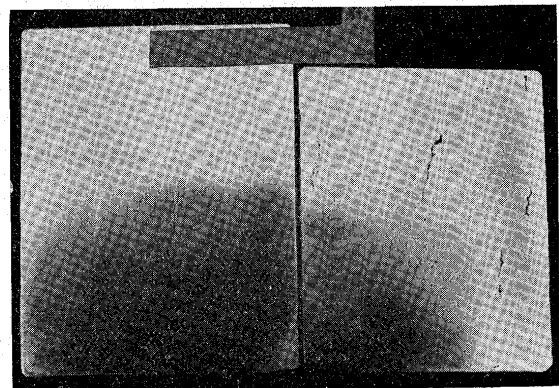
×1

(3/4=縮小)

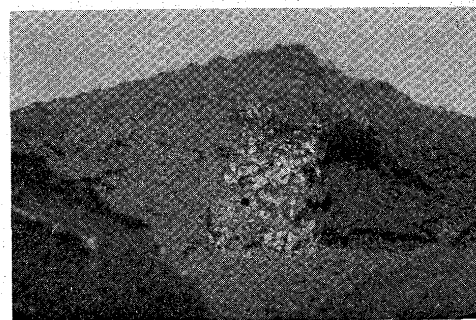
不適當の場合は完全に鍛接されずに残存することが屢々ある。大鋼塊になれば微小なる割疵は鍛接されるが輪狀ゴースト部の大なる割疵は鍛接困難で鍛鍊効果も及び難い爲に一層此の傾向大で第 14 圖及び第 15 圖は其の一例を示したものである。

鍛鍊度不足の場合に白點を生ずることは一般に認められて居るが其の破面が第 15 圖の如きとき之を貝殻狀破面 (Muscheliger Bruch)¹¹⁾¹²⁾ 又は粒白點と稱して眞の白點と區別して置くことは白點の原因を考究するときには必要

第 14 圖 鍛材の割疵 (鍛鍊度小)



第 15 圖



×1

(3/4=縮小)

である此の白點は破面が肉眼的に粗粒を呈して居るのみで無く其の斷面も第 14 圖の如く不規則な間隙を爲して居る

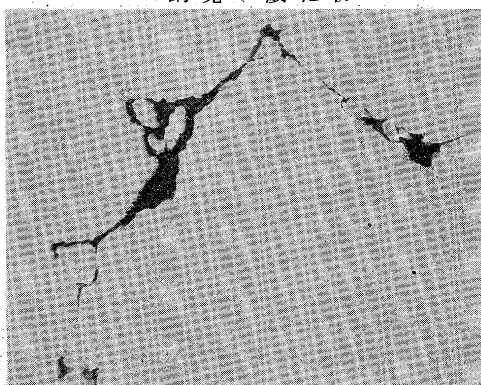
¹¹⁾ E. Mauer & H. Korschan; St. u. Eisen, 53, 1933, S 271

¹²⁾ E. Mauer & H. Gummert; St. u. Eisen, 54, 1934, S 1309

以上の如く鋼塊の割疵は貝殻状白點の素因と見做される故之が防止には先づ鋼塊の性質改善を第一とし、適當なる鍛鍊を第二とする。而して鋼塊の割疵は熔鋼の精鍊及び鑄造方法を適當に行へば或る程度輕減せしめ得るものと言はれて居るが終局の原因は凝固又は其の直下附近の溫度に於ける收縮割れであると考へる。尙適當の鍛鍊度を有する通常の鍛材には貝殻状破面の現出することは少く大部分破面粒子の細い所謂眞の白點である。

さて鋼塊の割疵は其の中に不純物として硫化物を含むことも多いが寧ろ第 16 圖 A の如き FeO の多い夾雜物を含むこと多く又一般に鋼塊の稍後期に凝固した部分特に頂部には第 16 圖 B 又は第 16 圖 C の如き FeO の多い口

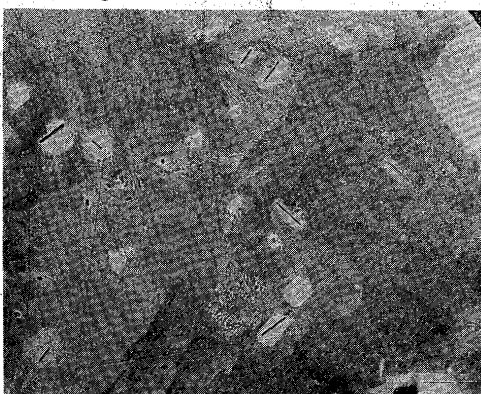
A 鋼塊の酸化物



×150 (3/4に縮小)



×450 (3/4に縮小)



×150 (3/4に縮小)

ーシリケートを含有し大鋼塊に至る程其の形態が大となり化學的に摘出⁸⁾して檢鏡することが出来る。

此のローシリケートは加熱鍛鍊に依て擴散消失する傾向強く鍛材には見出し難いものである。従て鍛鍊に依り地質内に機械的に擴布せられたる過程に於ては部分的に C と FeO との共存濃度が増して其の溫度に於ける $FeO + FeC \rightleftharpoons CO + 2Fe$ なる反應の平衡恒數以上に達することもある譯である。

故に FeO の多い夾雜物は部分的に CO 瓦斯固容量の多い弱點を形成する故通常のサンド以上に有害なものと言はなければならぬ。茲に於て鋼塊には程度の差はあるが一般に割疵を原存し且つ FeO の多い夾雜物を含んで居て材質上の一缺陷をなして居るものと認められる。

尙鋼塊の割疵又は氣泡中には CO, H₂ 等の瓦斯を含んで居るので夾雜物の無い場合でも鍛鍊後其の附近には瓦斯の固容量が多くなつて居る筈である。

IV. 精鍊と白點との關係 白點は鋼塊の性質、種類の差異に依り現出程度又は難易に相違があると言はれて居る。鋼塊差異の内容としては通常 O₂, H₂, N₂ 等の含量及び其等が包含されて居る性状或は偏析並に割疵の程度等であると觀られる。

而して白點材に就て其等の差異を精密に且廣く調査することが緊要であるが調査方法の困難な爲に未だ充分なる研究が行はれて居らない。然るに略同一の材料を用ひ同様の溶解法を施したもなるに拘らず白點現出に難易があるとすれば最も差異を來たすべきものとしては酸素と偏析を考へるのが第一の問題である。

依て指物前と出鋼前の鋼浴に就て Al 法に依る酸素含量を直接比較したが格別の差異を認められず間接的に鋼滓並に鋼浴組成を調べた時僅に變化を認めたに過ぎない。即ち第 4 表に示す如く白點を生じたものは鋼滓の鹽基性酸化物が多くて SiO₂ が稍少く酸性度の劣る傾向がある。鋼滓の酸性度高いときは鋼浴に對する酸化力弱く又 Si 量を増して酸素含量も輕微となる筈である。

鑄込温度高いときは白點を生じ易く鑄込時間が長く其の

第 4 表

	指物前成分%					鑄込 溫度 °C	
	鋼浴		鋼滓				
	C	Si	SiO ₂	FeO	MnO		CaO
良 (10 本の平均)	0.175	0.088	62.56	12.40	9.53	10.19	1,535
白點 (16 本の平均)	0.188	0.083	61.35	12.88	9.95	10.55	1,539

溫度が適當に低めの場合に生じ難いことは既に言はれて居るが¹³⁾事實第4表の如く白點は鑄込溫度高めの方に出易い傾向を有して居る。

但し第4表の如く普通に比較したところでは精鍊竝に鑄込方法の差異は概して顯著なもので無く更に考究すべき變化があるか或は他の條件が強く影響して居るものと觀られる。

V. 調質前鋼材の白點 白點は鍛鍊後冷却又は焼鈍したる儘の状態に既に現出して居り調質に依つては單に割疵を助長するに過ぎないことは既に常識となつて居ることであるに數多く調査経験した結果も之を裏書きして居る。

而して白點の性状を其の現出時期に最も近い條件で調査することは必要なことである故調質前の鋼材に就て前記の檢出法に依り白點を見出して多數の比較調査を行つた。

其の結果 Ni-Cr 鋼の白點材には殆んど例外無く變態の遅れた部分を含み其の位置は鋼塊偏析の多き部分に相當し

且つ白點も大體其の範圍内に在るを認められた。此の組織を含む鋼材を硝酸アルコール溶液にて腐蝕すれば其の初期は光つて居て侵され難いが強蝕すれば第17圖Aの如く黒斑状を呈し微少なる毛割れ即ち白點が其の分布範圍内に無數に存在して居る。第17圖BはAと同種類の白點鋼材を4分して其の一部に就て白點(黒丸を附したるもの)と黒斑を示しCは其の硫貼寫を示したもので黒斑が略鋼塊偏析の範圍に一致するを知る。

第17圖の黒斑部を研磨して顯微鏡組織を検すれば第18圖の如くマルテン組織を呈して居りパーライト組織の部分に比してCr含量の高いことが確められた。又硬度も高く其の附近には多くの場合硫化物の偏析が共存して居る

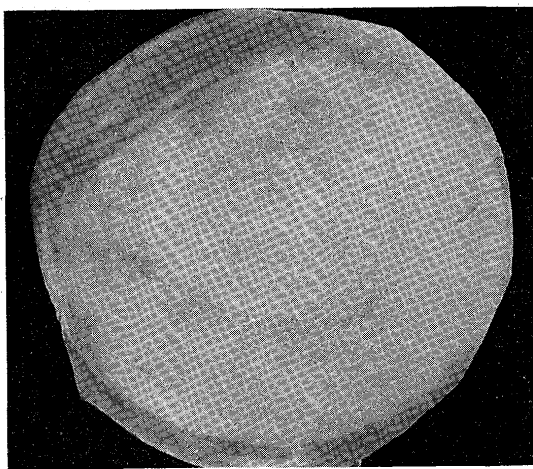
第5表 異狀組織の多少と白點との關係

異狀組織多きもの	異狀組織の多少又は皆無
白點 9本	白點 3本
良品 無し	良品 11本

從て Bardenheuer 氏¹⁴⁾ 其他主として獨逸に於て指摘せられて居る合金元素の偏析に因るマルテン組織とは此の異常組織の如きものを指して居るものと考へられる。

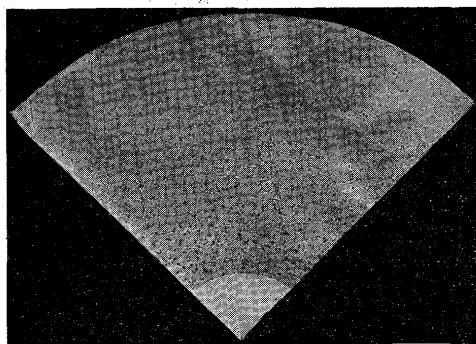
第 17 圖

A 調質前鋼材の白點と黒斑



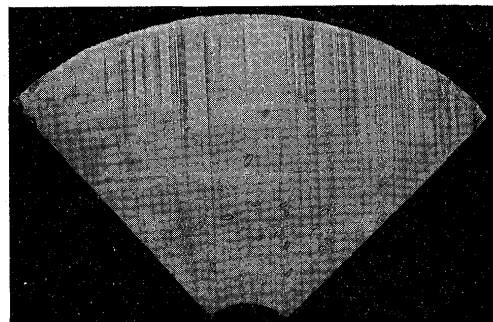
×1/7 (約 1/2 に縮小)

C



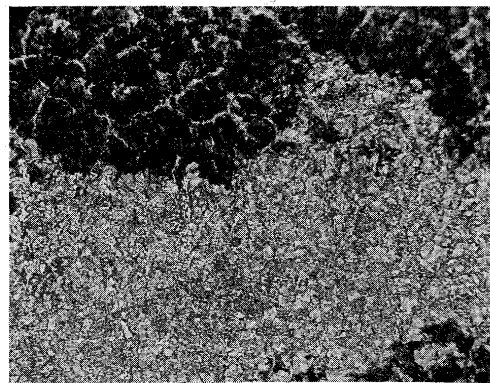
×1/4 (約 1/2 に縮小)

B



×1/4 (約 1/2 に縮小)

第 18 圖 異常組織 (黒斑部)



×150 (3/4 に縮小)

¹³⁾ 武林; 鐵と鋼 17, 昭和 6, 457

¹⁴⁾ Mitt. K-W-I. Eisenforschung, 7, 1925, S 1.

異常組織の多少は第5表に例示する如く白點の有無と密接なる隨伴關係はあるが異常組織は存在しても白點の無い場合もあるので之のみが白點の唯一の原因と考へるのは早計である。然し乍ら此の組織は同一の鋼材でも鍛鍊後一方を急冷し他方を徐冷した場合には急冷のものに白點と共に現出した實驗例もあるし又マルテン組織であるから明かに變態の遅れた部分であつて稍低溫に於て變態應力を生ぜしむるもの故少くとも異常組織の現出しない様に鋼材を製することが白點防止に役立つものと言ひ得る。

VI. 鍛鍊と白點との關係 上述の如く白點は合金元素の部分的偏析に基く異常組織に多分の關係を有する故に一般に偏析の少い鋼塊を作ることが白點防止上緊要なことである。酸素其他の不純物は偏析を助長し其れ自身鋼材の弱點をなすものであるから輕微とする必要があらう。

然るに通常の鋼塊には必ず多少の偏析を有し特に大鋼塊となるに従ひ其の程度は著しくなるものであり又同一の鋼材に於ても急冷した場合は異常組織並に白點を發生せしむる傾向がある故鍛鍊後の冷却速度は特に重視する必要がある。

先づ合金元素の偏析部がマルテン組織にならざる様冷却させる方法を見出す爲に試験した結果に依れば小試片の場合でも1hに20°C以上の冷却速度では尙異常組織を生じ1hに15°C以下或は冷却の途中550~660°C附近に數時間保持したる後に徐冷する方法等に依り初めて大體阻止することが出來た。冷却速度を遅くせるに従ひ此の部分はツルースタイト乃至パーライト組織に變る。

今鍛鍊後爐中に於て600°Cより400°C迄の冷却に要した時間と白點とを比較した例に依れば第6表の如く冷却の速かなるものに白點の生じ易いことが判る。鋼材は約300°Cで爐より取出して空冷したものも多いが白點は必ずしも現出しない。

第6表 冷却時間と白點との關係 (600~400°C)

		B 延後	T 延後
白點	3本	6° 43'	6° 35'
良品	"	9° 38'	15° 35'
白點	9本	18° 1'	12° 40'
良品	10本	15° 29'	21° 27'

第7表 加熱時間と異狀組織の多少

	B 延前	T 延前
異狀組織多きもの(5本)	2° 27'	14° 35'
同上少きもの(6本)	24° 17'	22° 19'

次に加熱時間が充分に長い程偏析部の擴散又は鍛鍊の効果が内部迄能く影響して異常組織部も輕減さるべきである

が第7表は其の實例を示したものである。

尙鋼塊を相當程度迄鍛鍊したる後一旦焼鈍し次で更に仕上鍛鍊を施す場合前者に白點無き時は後者になつてから白點の現出することは稀であつて14例中僅に1回に過ぎない。此の場合の白點檢出法は各鋼材の端面より150~500mmの内部より切斷し機械仕上を施し前記の腐蝕法にて見出した。

VII. 白點現出に関する一實驗 白點の現出が鋼中の水素又は酸素等の瓦斯に原因するものとすれば特別の方法に依り此等の瓦斯を除去するか或は安定なる化合物に變化せしむるときは白點を減する筈である。

今鹽基性平爐鋼に於て次の成分のNi-Cr鋼を熔解し401は出鋼の際Siと少量のAlを附加して中等程度の鎮靜を行ひ411は此の外更に酸素及び水素との結合極めて大なる特殊の鎮靜劑を附加して其の鎮靜情況を甚だ良好ならしめた。而して前者は取鍋並に鑄込みの際に瓦斯を發生するのを顯著に認めたが後者には殆ど其の傾向は認められなかつた。

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
401	.43	.26	.68	.029	.022	3.13	.86	.07
411	.48	.29	.79	.027	.022	3.15	.84	.07

同一熔解より5t鋼塊を2箇宛鑄造し約800°C附近にて鑄型より抜き取り加熱爐に装入して鍛鍊し其の鍛鍊度を各鋼塊に就て夫々1/1.5 1/3及び1/5としたる後一方を爐冷し他方を空冷して白點の現出狀況を檢した。爐冷の場合には全部の鋼材を鍛鍊後直に約700°Cの爐に入れ約66hを費して200°C迄冷却し次に空冷した。又白點は各鋼材の中央部を切斷し腐蝕して調査した。其の成績は第8表の通りである。

第8表

番 號	小番號	鍛鍊係數	冷 却	白 點 數
401 (鎮靜稍不良)	1/2 1	1.5	空 冷	甚だ多し
	1/2 2	3	"	"
	1/2 3	5	"	多 し
411 (鎮靜特良)	1/2 1	1.5	"	"
	1/2 2	3	"	"
	1/2 3	5	"	"
401 (鎮靜稍不良)	2/2 1	1.5	爐 冷	無 し
	2/2 2	3	"	"
	1/2 3	5	"	"
411 (鎮靜特良)	2/2 1	1.5	"	"
	2/2 2	3	"	"
	2/2 3	5	"	"

即ち第8表の成績に依れば鍛鍊後充分徐冷した場合は鋼塊の鎮靜に相當程度の差異があつても白點の現出は防止されるが鍛鍊後急冷した場合は鎮靜良好の場合にも白點は生



ずることを知つた。又通常稍大なる鋼塊に於ては鍛錬度を 1/2 程度にせざる時は假令徐冷しても鋼塊に原存する割疵が白點様をなして殘存し易いものであるが第 8 表の如く 5t の鋼塊では鍛錬度 1/1.5 で略割疵が消失して居る。

次に急冷して白點の生じた鋼材に於ては鎮靜の良否が現出程度に多少の影響を及ぼす傾向があつて第 19 圖の如く鎮靜特に良好のものの方が白點の現出は稍輕微である。

鎮靜良好なる鋼塊に於ても鍛錬後空冷したものは白點の外に黒斑狀の顯著なる異常組織を生じて居ることは第 20 圖に比較する通りである。

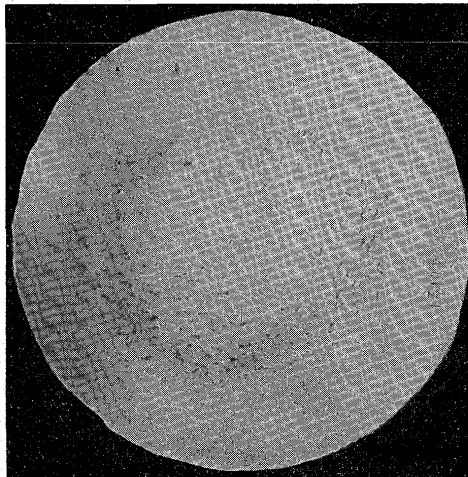
硫貼寫は兩者共略同様の偏析を示して居る故本試驗鋼塊は鎮靜程度には相當の差異はあつたが一般の偏析は顯著なる差異を受けなかつたものと認められる。尙第 19 圖に黒斑の現れて居らないのは一旦焼戻しを施して異常組織を變

化せしめたる後寫眞を撮つた爲である。

VIII. 白點の原因考察 白點生成の眞因は多方面に亘る精細なる調査研究並に智識を綜合して初めて闡明せられたものであらうが以上の調査及び實驗より考察するとき概括的に次のことが擧げられる。

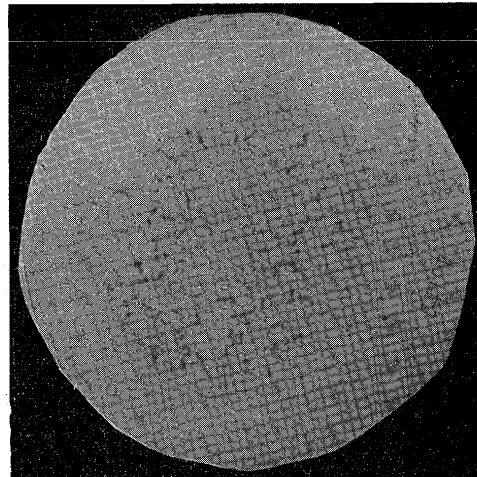
- 1) 白點は鋼塊の偏析部に發生し易い。
- 2) 其の偏析部は酸化物、鋼塊割疵等が多く存在するところであるが同時に合金元素が部分的に偏析して居り此等は鋼材の顯著なる一弱點となるものである。精錬並に造塊法の良否が其の程度を左右する。
- 3) 合金元素の偏析して居る部分は鍛錬後冷却を充分緩徐に行はざる時變態の遅れた異常組織となり部分的變態應力を生ずる。又白點は此の異常組織の存するものに現出し易い。

第 19 圖 鎮 靜 稍 不 良



×1/45

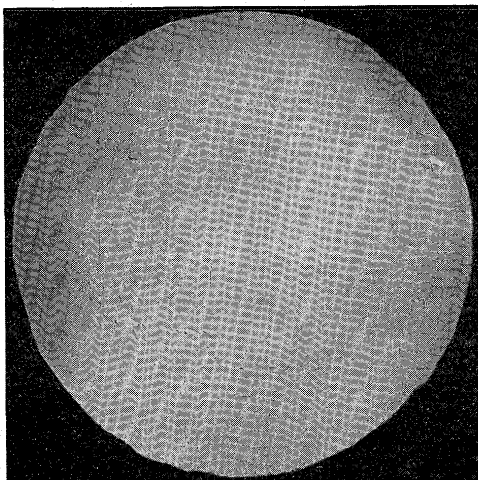
(約 2/3 に縮小)



×1/4

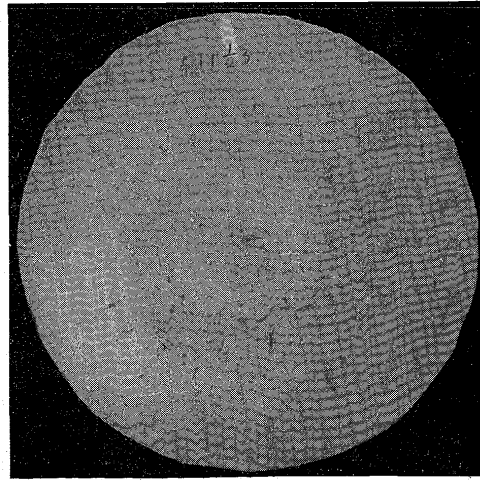
(約 2/3 に縮小)

鎮 靜 良



×1/45

(約 2/3 に縮小)



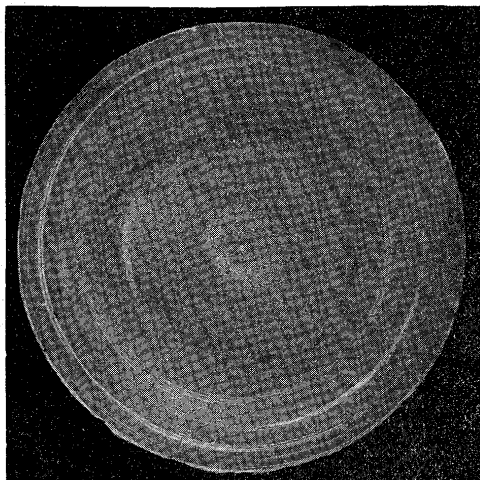
×1/4

(約 2/3 に縮小)



第 20 圖

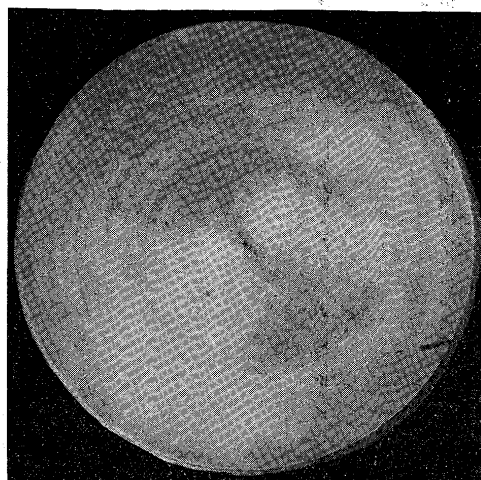
白點及び黒斑多し



×1/4

(約 2/3 に縮小)

白點及び黒斑無し



×1/4

(約 2/3 に縮小)

4) 鋼中の水素及び酸素を安定なる化合物に變化せしむるときは白點の生成を輕減するが全滅せしむることは至難である。然るに緩徐冷却を行ふときは鋼塊の鎮靜程度に多少の相違があつても之を完全に防止することが出来る。

之を要するに鋼塊に於ける不純物及び合金元素の偏析は白點發生の有力なる素因をなすものであるが之を決定的に左右するものは冷却の際に於ける部分的乃至は全體的の變態應力に在るものと觀られる。

而して鋼塊の性質を改善して白點に對する感受性を輕微ならしむる第一の主眼は偏析防止の手段を講ずるに在ると考へられる。酸素水素等も偏析して存在する爲部分的弱點を形成し易いものである。従て偏析輕減の一方法である徐速低温鑄込を行つても砂疵を發現せざる爲に精鍊に注意してサンド又は酸素を減少せしむることが必要となる。又精鍊方法適切るときは同時に酸素及び水素等の影響も減ずることになる。

然るに實際問題として鋼塊の偏析を皆無ならしめ不純物を激減することは至難のことであるし且つ白點は鍛鍊後冷却速度の遲速に依る影響を顯著に受くるもの故白點を生じたときは先づ冷却方法に萬全を期すべきである。大型鋼材或は自硬性強き鋼種程變態が降下して低温にて應力を生ずる爲白點は發生し易く同時に諸種の成分が偏析する程度著しくて精鍊並に造塊の影響を受くることも大きくなる。

豫熱並に鍛鍊の適否は鋼塊の割疵及び成分の偏析を鍛接又は擴散せしむる上に大なる關係を有するものである。尙通常のサンドは其の酸化力弱く FeO の多い夾雜物より害少きことは白點がサンドの多い鋼塊底部よりも頂部に現れ

易いこと及び著者がサンドを直接定量して比較した結果からも言ひ得ることであつた。

第 3 總 括

鋼材の二大缺陷と言はれて居る砂疵(サンド)並に白點を酸性平爐鋼に就て調査した結果を纏むれば次の如くである。

サ ン ド

1) サンドの輕減を計るには熔鋼精鍊のサンドに及ぼす影響と鑄込迄の間に外部より混入するものとに就て考慮しなければならぬ。之が調査には Dickenson-Herty 法に準じサンドを化學的に定量する方法を用ひた。

2) 爐内精鍊中サンド量の最も多くなるのは精鍊末期に於ける指物開始前である。此の期のサンドを輕減するには精鍊温度を高め鋼滓を不活性となして鋼浴に適當の Si が還元し酸素量を減ずる方法を可とする。

3) 指物開始後は鋼浴を長時間鎮靜せしむるか或は SiO_2 と結合して大粒のサンドとなして浮揚せしめ易き脱酸劑即ち Mn, Ti 等を適當に使用すればサンドは減少し易い。比重の大なる特殊の $Si-Mn$ は $Fe-Si$ 及び $Fe-Mn$ を別々に使用するよりも良好である。

4) Mn 法が適當に操業されたときはサンドの輕減される傾向が大きい。

5) 鋼塊に於ては一般に底部内層及び頂部外層にサンド量が多い、而して鑄込前鋼浴のサンド量及び酸素量の異なる場合は鋼塊のサンド量も増加し、従て低炭素鋼は高炭素鋼よりもサンド量並に其の偏析程度が甚だしい。

6) Si に比して Mn 含量の過大なるとき、或は鋼浴の酸素量の多きときは鋼塊に大粒の Mn -Silicate を残留する傾向があり、肉眼的砂疵を現出し易い。

7) 鑄込温度高きときは鋼塊底部のサンド量は輕微となる。

8) 精鍊中に爐床の熔損激しきときは Si の還元は行はれ易いがサンドの混入が甚しくなる。

9) 出鋼後粘土質の裏付材料が混入し或は耐火材料及び銅滓等が混入する量は著しいものである。

10) 尙サンドの組成並に形態の變化に於て例示した。

白點 白點の原因に關しては各方面より種々の説が提唱されて居るが著者は鋼塊並に白點材を調査し或は實驗して次の如き見解が得られた。

1) 白點は鋼塊の偏析部に最も現出し易く且つマルテンサイト機構の異常組織を生ずる如き冷却を施したものに多い。

2) 鋼塊の偏析部及び末期に凝固した部分には割疵並に FeO 系の酸化物等の不純物を含み鋼材の弱點を形成して白點の素因になり易い。従て鋼中の酸素及び水素を安定な

る化合物として固定せしめた鋼材は白點の發生は輕減される傾向を示す。

3) 異常組織は合金成分の偏析に因るもので極めて徐冷すればパーライト化するが少しく冷却が速かなる時は變態が遅れて容易にマルテン組織となり部分的に應力を生じて白點の發生を助長する。

4) 一般に偏析防止の手段を講ずることが材質的に白點の素因を輕減することになる。

5) 而して白點の直接の原因となるべき變態應力を減ずる爲に充分なる緩徐冷却を施すことが緊要である。

6) 尙豫熱及び鍛鍊を適當に施すことは鋼塊割疵の鍛接並に不純物の擴散上重要なことである。

終りに本研究の發表を容認されたる株式會社日本製鋼所並に終始御指導を賜つた室蘭工場改良課長黒川慶次郎氏に謹みて感謝の意を表すると共に試験を援助された改良課及び熔鋼工場職員諸氏に深謝する。

尙直接調査に助力された岩城尙武氏其他の改良課員諸氏に厚く謝意を表する。

燈用瓦斯(又は石炭瓦斯)による滲炭機構に就て

(第3回工學大會講演)

渡利彦四郎*

ON THE MECHANISM OF CEMENTATION BY THE ILLUMINATING GAS (OR COAL GAS)

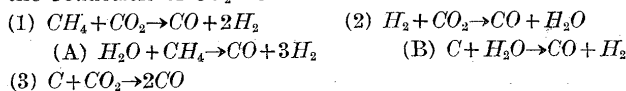
Hikoshiro Watari.

SYNOPSIS:— Now the deep cementation on the crankpins of the Aeroengine Crankshaft comes a very important problem for the Aircraft industry.

Difficulty of the deep cementation is the formation of free cementite. Always the Town gas composed with various constituents such as CO_2 , O_2 , C_2H_2 , CO , CH_4 , H_2 , N_2 etc., and merely CO , CO_2 and CH_4 , H_2 necessitate for cementating process. CO gas acts as the Diffuser by depressing the powerful cementating intensity of CH_4 gas, and makes the distribution of Carbon diminishes progressively and in a uniform and slow manner from surface toward the interior of the cemented pieces.

The produced gas increase CO , H_2 and decrease CH_4 , CO_2 than the original components.

On the reduction of $CO_2 \rightarrow CO$ we conceivable three cases as follows.



These C means the very fine pulverulent Carbon which deposited from CH_4 and C_2H_2 .

By the Thermodynamics we learned the Change of Internal Energy such as Free Energy in the Chemical Reactions. All chemical reactions may be progress such as decrease the Free Energy, and also the Chemical Affinity means truly the change of Free Energy. Also Free Energy have the relations with the Equilibrium Constant such as $-\Delta F = RT \ln K_p$, and in the Physical Chemistry we know the famous equations which expose the Relation between Free Energy (ΔF), Heat of Formation (ΔH) Equilibrium constant (K_p) absolute temperature (T), and gas constant R . such as.

$$\Delta F - \Delta H = T(\partial(\Delta F)/\partial T)_p$$

* 川崎造船所飛行機工場