

## 抄 録

### 1) 製 鐵 原 料

**熔鑄爐滓の研究** (Richard, S. McCaffery, B.F. & S.P. p. 598 June, 1938) 著者は數年前  $Si, Al_2O_3, CaO, MgO$  よりなる熔鑄爐滓粘性に關する研究をなしたがいまだ實際に移してゐないから自分の研究試料を基礎として實行して頂きたいと述べ本論に入り、最近の熔鑄爐操業の進歩は鑄滓の研究に負ふもので現代では熔鑄爐は以前の如く脱硫をなして装入するといふ様なことはしないで最も適當し經濟的な條件のもとに鑄石を精煉するために用ひられるやうになつた。即ちソーダ灰、螢石、石灰石を豫熱して置いて熔銑鍋に加入するといふ方法であつて約 60% が脱硫せられるのである。これに要する費用は舊式の方法に比して僅少で済むのである。本誌に述べられてあるのは英國のコービーで試みられたものであるが前述の方法に依て鐵分 33% の如き貧鑄を處理してゐる。ここではトーマス法であるが分析の結果を示せば次の如し。

#### I. 銑鐵(トーマス法のもの)

$Si$	$Mn$	$S$	$P$
0.25~0.35	1.00~1.75	0.07~0.08	2.00

#### II. コービー鐵鑄石

	風化せざるもの	風化せるもの	兩者の平均
$Fe$	32.27	35.52	35.60
$SiO_2$	8.92	11.02	7.80
$Al_2O_3$	6.56	7.35	6.66
$CaO$	5.71	1.26	2.15
$MgO$	1.50	0.77	0.81
$Mn$	0.20	0.20	0.20
$S$	0.18	0.04	0.12
$P$	0.69	0.80	0.39
濕 氣	11.65	15.00	18.34
燃燒失量	16.73	12.11	12.34

コービー鑄石は  $S$  の高い上に  $Al_2O_3$  が多いため普通の熔鑄爐操業では低珪素低硫黃銑を吹くことは不可能とは云へないまでも非常に困難にしてゐる。銑鐵中の  $Mn$  は製鋼上必要といふよりも爐操業を援助する。即ち鑄滓の熔融點を下げ低珪素銑を吹きよくする。また當所の要求するところは低珪素低硫黃銑であるから最も熔融しやすい最も粘性の少くない鑄滓であつてそれが低珪素銑を吹くに適してゐる。かゝる鑄滓は又爐の操業を均一旦規則的ならしむ。

銑鐵並に代表的な鑄滓は次の如し。

#### 銑鐵及それに相當した鑄滓の分析結果

		鑄 物 銑		鹽 基 性 銑	
		過 去	現 在	過 去	現 在
銑	$Si$	3.17	3.25	0.55	0.60
	$S$	0.020	0.010	0.05	0.13
	$P$	1.77	1.80	1.85	2.00
	$Mn$	0.30	0.28	1.42	1.40
鑄	$SiO_2$	31.0	32.5	30.9	33.6
	$Al_2O_3$	25.4	28.5	22.1	26.0
	$CaO$	39.4	34.6	40.0	35.7
	$MgO$	4.0	4.7	7.0	4.7
滓	$CaS$	5.40	5.62	—	—
	$S$	2.40	2.50	1.42	1.80
コークス比 (lb)		3,170	2,620	2,875	2,100

トーマス銑の場合の  $S$  は 0.10~0.50% の間は變化があつても良い。この  $S$  はソーダ灰、石灰石、螢石を含むだ混合物で處理することに依て 0.06 にまで下げうる。この主な脱硫劑はソーダである。脱硫は取鍋中で行はれる。それには蓋をして置く、高温度を維持することは大切なことである。熱い銑鐵と蓋をした取鍋の方が冷たい熔銑や無蓋の取鍋の場合より効果が著しい。出銑せんとする時豫熱せられた取鍋の中にソーダ灰と螢石を投込む。取鍋の熱のために熔ける。銑が鍋に流れこむ直前に石灰石を装入する。石灰石は熔銑の這入る前に充分豫熱せられる様にするが煨焼してはならぬ。かくして熔銑を冷却させぬ様にするのである。

最初の反應には酸素が遊離して硫化ソーダをつくる。第 2 には  $S$  の鹽基としての  $Na$  が  $Ca$  と置換とするためや  $Na$  との反應中に於ける大氣の酸化によつて脱硫せられるのである。脱硫反應は  $CaF_2$  や  $CaCO_3$  が鍋の中で乾燥せられてゐる限りソーダの燃燒焔より猛烈ではない。この方法を使用してコービーでは鹽基性ベツセマー銑でコークスが適當り 2,100 lb であり、鑄物銑で 2,620 lb であつた。又この脱硫法を應用するに當て他の利點がある。即ち鍋の温度で石灰石の煨焼から生ずる  $CO_2$  は二つの効果があつて第 1 は鑄滓の小粒子を鐵から物理的に切放して清淨すること、第 2 には  $CO_2$  が分解して  $CO$  及  $O_2$  を生ずることである。この  $O_2$  は  $Si$  と結合して  $SiO_2$  になり且  $Mn$  には比較的影響が薄くて  $C$  には影響は全然ない。この際  $Si$  の酸化に依つて著しい發熱をなし鍋中の鐵の温度を上げる。そのため化學反應を促進し熔銑温度をあげベツセマーで吹き易くする。この方法による脱硫を伴つた  $Si$  の除去は  $Si$  0.80% のものが 0.155% になつた。

前述の  $Si$  除去によつて過分の  $Si$  を除去し得ることによつて製鋼時間の短縮に重大な影響を及ぼしてゐる。(H)

### 2) 耐火材料並に燃料及び驗熱

**耐火物としての熔融ムライト製造に關する考案** (Habert, M. Kraner, Jour. Amer. Soc., Oct. 1933) 1919年に Malinovsky は耐火物に於て粗大なムライト粒の重要なことを認め、礬土質粘土を熔銑爐で熔解する方法を試みた。これは過剰のコークスに依つて粘土中の珪酸を或る程度迄還元し、礬土含量を大ならしむる方法で、これにより緻密な粗大結晶の燒粉が得られ耐火物用に適する。その後多數の人に依つて耐火物に適する種々な  $Al_2O_3-SiO_2$  混合物が研究され 1922 年及び 1923 年には熔融耐火物が製造使用されるに至る。尙二三の研磨劑の製造者はこの方法に依つて熔融ムライトを製造した。この熔融ムライトを燒粉とせる耐火物は極めて緻密にして低氣孔度を有するため化學的に抵抗性が強く又荷重軟化温度が高い。それにも拘らずこのものが汎く使用せられなかつたのは製品の品質が不同であり、且つ高價なためであつた。品質不同の一因は使用原料中の不純物の量が一定せずこれが製品中の結晶及びガラスの生成に影響するからである。ムライトの熔製は礬土質研磨粉の製造と同様に弧光式電氣爐に依るもので調合物の珪酸量が比較的少ければ粗大な結晶が得られ、40~50% の珪酸を含むときは、微細な結晶となる。熔融ムライトは結晶する傾向強く礬土の多い場合は流

動性大なるためムライトの結晶化が促進され、粘性大なる珪酸質の熔融體は絲狀となり注入が困難である。ムライトを燒粉とした耐火物はムライトの性質に極めて影響される。過剰の珪酸の共在するムライトは微細な針狀結晶となり多くのガラスを包含するがこのガラスはかゝるムライトの結合剤としては有効ではなく、比較的低耐火度の粘土が粘結剤として必要である。粗大結晶のムライトは共存するガラスを結合剤として利用し得る故に高耐火度の粘土を使用し得る。従て熔融ムライトの  $Al_2O_3-SiO_2$  の比を適當にすることは製品の品質を向上せしむるに必要なことである。(T. H.)

**石炭灰に依るコークス爐壁の損傷に就て** (Rueckel W. C., Jour. Amer. Ceram. Soc. Oct. 1938) 石炭灰との化學作用に依るコークス爐壁の損傷は米國コークス爐作業に於てのみ見られるもので以下述べるところはこの國西部の某工場に關するものである。該工場で使用する石炭は副産物コークス工場用の極めて低品位のもので酸素含量多く揮發分 30~40% である。かゝる石炭は爐壁温度の低い場合は熔鑄爐に不向きなコークスとなるためこの工場に於ては高温操業を行つて居る。

研究調査は 1923 年 12 月より 1935 年 9 月迄採業せる第 1 團爐につき行つたものである。爐壁の崩壞の程度は爐により相違するけれども、その損傷は各爐共に或る一定部分に局限され上半部及び爐底に近き小部分には滓の侵蝕作用は起らない。爐壁の損傷は通常爐底より 3 段目の煉瓦に始まり第 6 段目の煉瓦まで及んで居る。その侵蝕の初期に於ては爐の兩端及び中央部分のみであり然も煉瓦の接合部分と端部は侵蝕されずに突出して居るが侵蝕が 1/4" 以上の深さまで進行すればこの突出部分は消失する。侵蝕の深さは 2~2 1/2" に及ぶ場合があるが、その表面には 1/4" 厚さの小胞狀の滓の層が存在する。實際に於ては侵蝕は煉瓦の層を連続的に除去しつゝ進行するものゝ如く滓の面は珪酸鐵と考へられる。滓は輕石狀をなし、その氣孔は珪石煉瓦内の熔融部分より發生したガスに依るものである。爐壁の下半部の温度はコークスを放出した直後に於て 2,250~2,275°F で他工場より 150°F 高温である。

次に石炭及び爐壁煉瓦に就て試験研究を行つた。石炭は四鹽化炭素とベンゼンを使用して浮遊沈降試験に依て比重 1.35, 1.45, 1.60 の 3 部分に分類し各に就ての試験結果を第 1 表に示した。同表より明かなる如く石炭灰中の融點の低い部分は比重 1.60 の沈降部分に集中しその融點は 2,088°F で鐵分の含有量が多い。尙この爐に於て製造されたコークスは 2 種類の灰を含有し一方は白色で高耐火度であり、他は赤色で鐵分が多い。

第 1 表 試験石炭の浮遊、沈降部分の融點

比 重	融 融 點 (°F)	灰 分			
		色	含有量 (%)	$Fe_2O_3$ (%)	
1.60	沈 降	2,088	紫赤	50.7	38.74
	浮 遊	2,804	白	35.4	5.22
1.45	浮 遊	2,804	白	16.8	
1.35	浮 遊	2,804	白	3.8	
原 炭				7.2	

數基の爐に於てはある煉瓦のみが鐵分の侵蝕を受けず、その周囲の部分は全部侵蝕せられて居るのが見られた。この煉瓦は特殊な脂を塗つた如き石鹼石に似た外觀を呈するもので第 2 表は該煉瓦並びに滓化侵蝕を受けた煉瓦、爐上部の煉瓦等の分析結果である。

同表中の滓化せる煉瓦は爐壁の中央部の最も侵蝕の烈しい部分であり原煉瓦に比して鐵分、 $Al_2O_3$  が多く石灰は僅かながら増加して居る。又滓化煉瓦の端部の  $Al_2O_3$  は接合部分より移動したもので

第 2 表 コークス爐使用煉瓦の化學成分

石鹼石に類似せる部分	滓化せる煉瓦			接合部分	原接合部分	原煉瓦	
	滓	端部	中央部				
$SiO_2$	96.48	89.18	94.38	96.10	93.22	93.2	96.3
$Al_2O_3+TiO_2$	1.44	3.96	2.37	0.89	3.05	4.8	0.89
酸化鐵	0.85	4.12	0.99	0.99	0.87	0.9	0.8
CaO	1.04	2.37	2.35	1.96	2.53	1.1	2.0
MgO	0.31						
アルカリ	0.27						

石炭灰中の可溶性成分に依る侵蝕に對し著しく抵抗性のあることを示して居る。顯微鏡に依ても又滓化せる部分には  $2FeO \cdot SiO_2$  の存在が認められ 2,150°F 以上の温度にあつたことを示して居る。鐵分が石炭より如何にして爐壁に侵入するかは明瞭ではないが石炭中の鐵分がその微粉中に集中するためこれがガスの流れと共に爐壁に運ばれるものと見られる。(T. H.)

### 5) 鐵及び鋼の鑄造

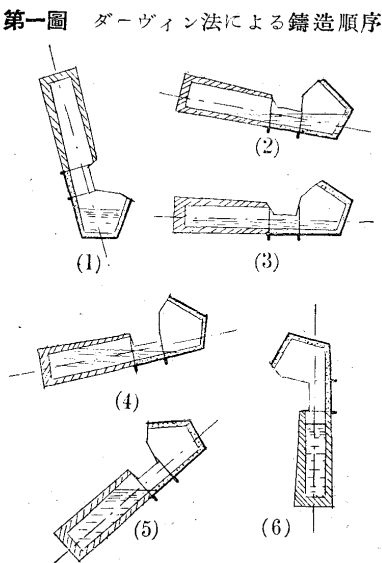
**ダーヴィル廻轉法による鋼の鑄造** (Northcott L., Iron & Steel Ind. May 10, 1933) 鑄型へ鑄鋼を入れる普通の方法は鋼が一條の流れとなつて出る底注ぎ取鋼を用ひる。此の方法は鑄型に入れた金屬を飛散し、混流を起させたり、或は又酸化物やガスを捲込む事になる。即ちガスの逸散が新しく入り来る金屬により又既に鑄込んだものの凝結により邪魔される様になる。底から鑄込む方法では金屬の飛散や混流が少くなると考へられたが湯道が複雑になると共に之に伴ひ残渣が上昇するので此の方法の適用も制限されてゐる。然しながら多くの場合湯道の複雑さは數個の鑄塊を同時に鑄造し得る事實により補はれて來た。

Al を含む非鐵合金を従來の方法で流すと起り勝ちな表面欠を避ける爲全く異なる方法が P. H. G. Durville 氏によつて Al 青鋼の鑄造の際に案出された。(英國特許番號 23,719, 1913)。鑄型は槽により取鋼と次の様に結合してゐる。即ち取鋼の低い方の邊と槽の底と鑄型の低い方の面とが一直線になつてゐる。又此等の部分は之と垂直な面に廻轉し得る臺に取付けられてゐる。此の裝置は先づ鑄型が取鋼の上に来る様に調節されそこで取鋼は金屬で滿される。次に此の取鋼中の金屬は裝置が徐々に廻轉すると共に靜かに鑄型の中に流れて行く。この過程

は第 1 圖に示されてゐる。

ウールウィツチに於て行はれてゐる進歩せる研究は低い過熱度で鑄型を金屬で滿し得る性能がある事を示した。此の過熱度の低さは鑄塊の有孔度を少なくし確實に結晶の大きさに保つ。ダーヴィル法を小さい鋼の鑄塊を鑄造する事に應用し次の結果を得た。

實驗一先づ比較の爲に同大の鑄塊を同じ湯より眞上から鑄型に入れる方法で作る。鋼を横吹き轉爐に準備し Ferro-Mn, Ferro-Si と Al を加へて鎮靜する。8 對の鑄塊が 1" の直径のノズルを有つ受口を通して流し込まれる。各々の鑄塊



は鑄込み時間に 7~10 sec 異なる。而もダーヴィルの廻轉法では更に 6 sec を要した。これらの鑄物より得られた一つの結論は直接に鑄造した鋼は Al 含有の多い合金ではダーヴィル法による鑄塊より C 及び Si 含量の少ない事である。此の事は次の様に説明される即ち鑄造の間 Al は酸化鐵の生成を妨げてゐるが、FeO との反應による C と Si の酸化は、此の反應は Al のない時に生ずるのであつて現にこの反應が起つてゐる時でさへ、ダーヴィル法では金屬の混流が少い爲に直接鑄造法より起る傾向が少い。

鑄塊の試験(1) 肉眼組織 硫黄貼寫を見た後腐蝕により軸面の肉眼構造を現はす。之等の小鑄塊には偏析は殆んど完全に無い。特性肉眼組織の寫眞を取れば直接法鑄塊に粗雑に圓柱狀結晶組織のあるに對し、過熱度の低いダーヴィル法の鑄塊には圓柱狀組織が見られない事が明らかに判る。

(2) 顯微鏡組織—此等の特性試験片の顯微鏡的試験は總ての鑄塊に可なりの非金屬介在物の存在を示してゐる、然しあらゆる場合に於て直接法鑄塊よりダーヴィル法の鑄塊の方が少い現象が現はれた。

(3) 機械的性質—長さ 1.65" 直径 0.357" の抗張力試験片を用ひると一般にダーヴィル法の鑄塊は耐力又最大應力に對し僅かに良い値を示す。之は少くとも一部は其の C・Si 含量が僅かに多い事に依ると考へられる。此の組成の差は、伸びが直接法のより少ない Ni・Cr 鋼以外では、逆に延性には影響が現はれない。非常に對稱的な結果が鑄塊の異なる部分より取た試験片の耐力に付て得られた。又中央より取たものより外側から切た試験片が最大應力と伸率に付いて一致して良い結果を得た。此の差は多分大いに鑄塊の中央の有孔度の大きなることに原因するのであらう。又之は一般にダーヴィル法より直接鑄造法の鑄塊に於て述べられてゐる。之により考へられる如く鑄塊の中心から垂直に切た試験片に特に悪い値が見出された。此の例より全長の試験片は僅かな粗鬆性を有する事が判る。更に中心と縁との間を内方に取た鑄塊片を熱處理した後試験した。此の結果も普通の鑄造金屬に於ては差は小さいが矢張ダーヴィル法の優秀さを示してゐる。

結論—始めに Al を含む非鐵合金の無混流鑄造の爲に案出されたダーヴィル廻轉法の鋼の有利に適用され得る、この方法の主な利益は結晶構造を完全に微細に且等軸にし確實に偏析や圓柱狀組織を還元する爲に充分に低い過熱度で鑄造し得る事にある。その他又普通の方法で鑄造した鋼と比較した様に面質及び機械的性質が少し改良される。

ダーヴィル法の最も重要な應用は偏析とか粗雑な結晶組織を除きたいとか又面質の優秀さの必要の高質合金或は工具鋼の稍々小型の鑄塊を鑄造する事であると思はれる。此の方法が低質の鋼の大型鑄塊の工場に相應しないのは唯實施に難點がある理由だけである。鑄塊のみならず同様にダーヴィル法を鑄物で適用され得るが鑄物が混流を増すと、高い鑄造温度を要する様な複雑な形や細い部分のある物ならば若干の有利さを損ふことは免れない。(S. O.)

## 6) 鐵及び鋼の加工

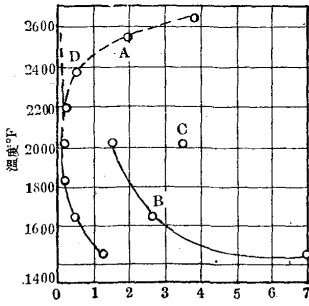
爐内雰囲気及び脱炭に就いて (John A. Welber Transaction of the A. S. M. June 1938) 最近 2~3 年の内に爐内雰囲気といふ事が特に問題視される様になり各國の雑誌に於て盛んにこの問題について論議されて居る。然し如何にして爐内雰囲気を調節するかといふ事は中々困難な事である。具合の悪い事には大抵の酸

化を防止する様な雰囲気は脱炭を防止せず蓋る脱炭を促す。低炭素鋼に於ては大して重要な事でもないがダイス鋼、工具鋼、剃刀の刃、鋸、鏝に於てはこの脱炭は決定的に不利益である。云ひ換れば高炭素鋼程脱炭による表面軟化に對する感取性大で従てこれに伴ふ障害大である。ダイス鋼や工具鋼に於ては磨耗面に大なる硬度を必要とし少しでも脱炭されるとダイスの壽命を可成減少せしめる事になる。

最近爐内雰囲気調節の結果脱炭による支障が増加した。これに關して次の 3 つの事が考へられる。即ち第 1 に鋼が酸化されねば脱炭されず、第 2 に酸化によつて脱炭層を除去すると共に酸化膜が鋼を保護す、第 3 に爐内の燃燒生成物が鋼に接觸し水蒸氣の存在は脱炭作用を生じ燃燒ガス中の水素も還元作用を及し脱炭する。現在では普通の熱處理用のガス爐には多少酸化性の雰囲気となつて居り 1/2% 程度の過剰の酸素を含む、これには 2 つの利益がある。第 1 に燃燒生成物の水素が最小限に減少され第 2 に出來た酸化膜が堅くなく容易に剝脱する。數年前 W. E. Jominy によつて行はれた研究はこの點に關する興味ある結果を示した。これを次に述べる。大型の齒車の製造者が齒車を滲炭後焼入れる爲の加熱爐として連續式の大型ガス爐と補助として電氣爐を使用した、この際適當な爐内雰囲気として 1~2% の過剰の CO を含有する多少の還元性のもを撰んだ處が電氣爐では脱炭に關して何等支障を生じなかつたが、ガス爐では滲炭後表面の滲炭層が脱炭して軟くなつてこまるといふ聲が盛んに起きた、そこでこの滲炭した輪型齒車の試料を用ひて次の試験を行た。即ちこの試料を更にガス爐及び電氣爐で再加熱した、一つの齒車から焼入前に 5 個の齒を切斷し齒の兩側を平行にしマイクロメーターで厚さを測り各々の齒を 1,475°F で 44 分爐中で加熱した後油中に焼入た、No. 1. の齒は靜氣中で電氣爐で加熱した、No. 2. は過剰のガス又は還元雰囲気中で直接加熱のガス爐で加熱した。爐内のガスは CO 5.7%, O<sub>2</sub> 0.0%, CO<sub>2</sub> 9.5% を含有する、No. 3. は No. 2. と同様な爐で加熱したが、只更によく空氣とガスを混合したものを用ひた、爐内ガスは CO 1.3%, O<sub>2</sub> 1.4%。No. 4. は No. 2. と同様な爐で過剰のガスを用ひ燃燒生成物は CO 8%, O<sub>2</sub> 0.0%, CO<sub>2</sub> 8.5%。No. 5. は殆んど完全燃燒の爐内で加熱した、燃燒生成ガスは CO 1.5%, O<sub>2</sub> 1.6%, CO<sub>2</sub> 10.2% である。これ等の試料を油中に焼入後鋭利なナイフでスケールを剝脱しマイクロメーターで厚さを測定し更に表面に軟い層があるかを調べる爲鏝にかけた。各齒を切斷し乾燥せる窒素氣流中で焼鈍した。焼鈍は試料を石英管に入れ燃燒爐で加熱して行た。窒素の氣流は 1 時間 1 1/2" の水柱 2" の壓力である。窒素ガスは先づマグネシウム過鹽素酸鹽の乾燥塔を通過し 1,400~1,550°F 加熱した銅のゲージを通過し酸素を除去した。試料は 1,525°F で焼鈍した。加熱速度は 1,525°F 迄 5~8 分間で同温度に 5 時間保持し 1 分間 10°F の割合で爐冷した。斯る焼鈍によつては黄色から紫色の焼鈍色になりスケールは生じなかつた。焼鈍した試料は斷面を研磨し 4% の硝酸アルコール溶液で腐蝕した。脱炭層の深さは 100 倍に擴大して測定した。この結果を第 1 表に示す。表に示す如く電氣爐では表面は酸化したが酸化膜の下は脱炭されて居らぬ。然るに過剰のガスを有するガス爐では少量のスケールしか出來ぬがスケールの下は脱炭された。少量の酸素を有するガス爐で加熱した鋼は還元雰囲気中で加熱したものより酸化されたが電氣爐の約半分まで表面は殆んど脱炭されなかつた。酸化膜に接する部分が脱炭されぬ理由は第 1 に脱炭層の部分が剝脱され第 2 に酸化膜が或程度脱炭を防止し、第 3 に水蒸氣より出來



第 6 圖 ※



天然瓦斯

※ A-乾燥せる脱酸性混合ガス, B-0.6% の H<sub>2</sub>O を含む混合ガス, C-3.3% の H<sub>2</sub>O を含む混合ガス, D-理想的加熱の際のガス割合.

すると非脱炭性になる更に水蒸氣がますます脱炭作用は急速に増加する.

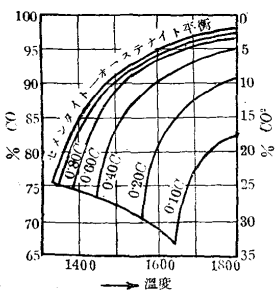
Jominy によると純粹の乾燥せる窒素ガスは不活性で少量の水蒸氣を含む場合は極めて活性の脱炭作用を及ぼす様になる. 市販の容器入の窒素は 1,600~1,870°C で 1 時間加熱して多少脱炭性であり 0.05% 以下の少量の水蒸氣を含むと著しく脱炭作用が増す. SO<sub>2</sub> は酸化を増すが滲炭や脱炭作用には関係しない.

最近爐外で別に保護用ガスを製造しこれを各種の爐内に導入する方法が色々研究されてゐる. この方法は無酸化焼鈍には成功するが高温に於ける無酸化, 無脱炭には未だ完全にはゆかぬ. 第 4 圖に C-Fe 合金と接觸せる CH<sub>4</sub>-H<sub>2</sub>, CO<sub>2</sub>-O<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O-H<sub>2</sub> の反應平衡に關する. Stansel の曲線を示した.

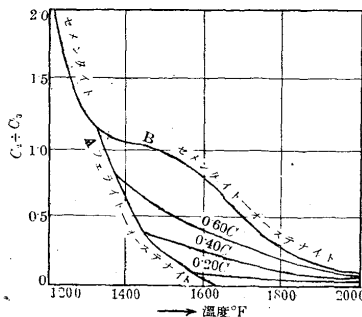
圖に示す如く CO<sub>2</sub>/CO の酸化平衡と還元平衡の間及び CO<sub>2</sub>/CO の加炭及び脱炭平衡の間には可成りの開きがあるのが判る. Stansel の示す CO<sub>2</sub>/CO の値は 2CO ⇌ CO<sub>2</sub> + C なる反應から出たものであるが, これは 3Fe + 2CO ⇌ Fe<sub>3</sub>C + CO<sub>2</sub> と密接な關係があり脱炭を防ぐには酸化を防ぐ以上に多量の CO を必要とする. 圖中曲線 C<sub>2</sub> と D<sub>1</sub> の間の交叉點以上の部分は無酸化ではあるが脱炭性で交叉點以下は Fe-C 状態圖の Ac 線以下の場合を除いては酸化及び加炭性である. C<sub>2</sub>, A<sub>2</sub> は Jominy 及び Murphy の曲線で兩者共水ガス反應を示すものである. Epstein は CO<sub>2</sub> × H<sub>2</sub>O / CO × H<sub>2</sub> の比が 1,650°F (900°C) で 0.26, 1,110°F (600°C) で 0.29 以上なら酸化性雰囲気中でこれ以下の比の値の時は無酸化であると稱してゐる曲線 B<sub>1</sub> は CH<sub>4</sub> ⇌ 2H<sub>2</sub> + C に基く Pring 及び Fairlie の CH<sub>4</sub>/H<sub>2</sub> の平衡曲線である.

滲炭及び脱炭反應の一つとして 3Fe + CH<sub>4</sub> ⇌ Fe<sub>3</sub>C + 2H<sub>2</sub> がありこの場合メタンは滲炭に水素は脱炭に働く. CH<sub>4</sub> 及び H<sub>2</sub> の混合ガスの滲炭及び脱炭平衡について種々研究されたが CO-CO<sub>2</sub> の

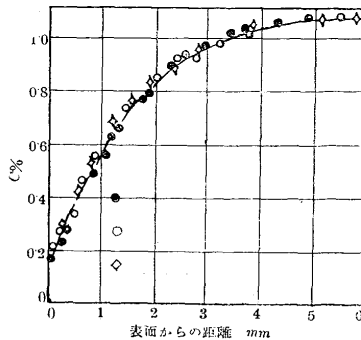
第 9 圖



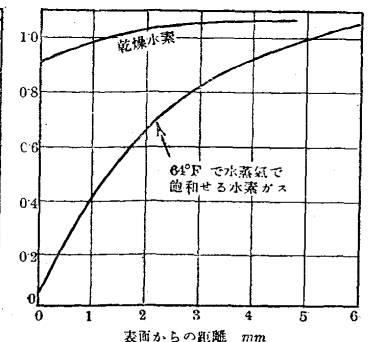
第 11 圖



第 12 圖

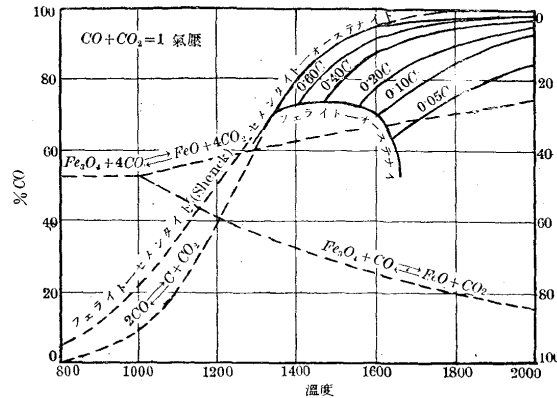


第 13 圖

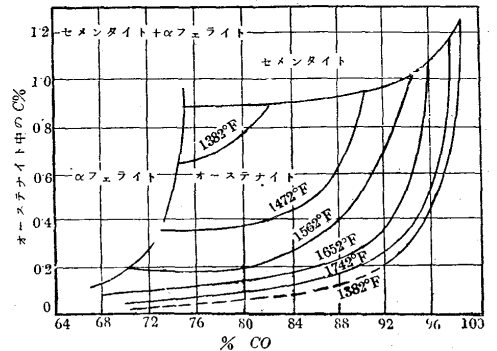


※ ● 乾燥せる 10.15 l/h の CO 及び 4.35 l/h の CO<sub>2</sub>, ○ 乾燥せる 7.25 l/h 及び 7.25 l/h の CO 及び CO<sub>2</sub>, ◇ 18°C で水蒸氣を飽和した窒素ガス.

第 8 圖



第 10 圖



平衡程は充分研究されて居らぬ. Schenke はこれに關して研究した結果を第 5 圖に示してゐる.

曲線 A は CH<sub>4</sub> ⇌ C + 2H<sub>2</sub> 反應平衡を曲線 B は 3Fe + CH<sub>4</sub> ⇌ Fe<sub>3</sub>C + 2H<sub>2</sub> 反應平衡を示す. 2 曲線の交叉點以下の温度では C と平衡する混合ガスは鋼に對して脱炭性である.

Sykes は 80% のメタン含有量のガスをひび C 0.18% の炭素鋼について CH<sub>4</sub>, H<sub>2</sub> の混合ガスの反應平衡を試験した. 尙この平衡に及す水蒸氣の影響を調べた. 少量の水蒸氣は平衡を保つメタンの量を増加する, この試験結果を第 6 圖に示す.

Johanson 及び Von Seth 氏等は各炭素量の鋼について CO-CO<sub>2</sub> の反應平衡をしらべた. 試験方法は成分既知の CO<sub>2</sub> と CO を既知の炭素量の鋼の上に通過せしめる. 使用ガスは N<sub>2</sub> 60% CO<sub>2</sub> + CO 40% のものである. N<sub>2</sub> を 60% 入れたものは熔鑄爐中に於けるものと等しくした爲である. 氣壓は全部で 1 氣壓で CO+CO<sub>2</sub> で 0.4 氣壓 N<sub>2</sub> 0.6 氣壓とした. これ等の結果を第 7, 第 8 圖に示す.

Schenk はこれと同様な試験を行った. 第 9 圖はこれを示す. 高橋氏の試験結果を第 10 圖に示す. 試験結果は Johnson-Von Seth 及び Schenk の曲線と多少異なる. CO 及び CO<sub>2</sub> と鋼中の炭素量との平衡に關する種々の研究からして一定温度で一定の鋼中の炭素量と平衡する處のこれ等のガスの炭素壓が存在する事が明瞭となつた. 滲炭及び脱炭を考へる場合 Stansel の曲線に示されたガスの比の代りに混合ガス中の炭素壓を考へる必要がある.

第 8 圖に於て 2CO ⇌ C + CO<sub>2</sub> 曲線は Schenk のフェライト-セメンタイト曲線とセメンタイト-オーステナイト曲線に極く接近してゐる. この 2 曲線は 1,450°F 及び 1,525°F の間で交叉する. 交叉點以下の温度では CO と CO<sub>2</sub> の混合ガスは過剰のセメンタイトを含む鋼に於ては脱炭性である. 交叉點以上では 2CO ⇌ C + CO<sub>2</sub> 平衡曲線はセメンタイト-オーステナイト線以上でありこの

温度範囲で木炭粉で包んだ鋼は窒素を追出せば共析成分以上に滲炭される。

Johan. son-Von Seth は温度と  $C_2/C_3$  の関係を示した。こゝに  $C_2$  は  $Fe_3C \rightleftharpoons 3Fe + C$  の炭素壓  $C_3$  は  $2CO \rightleftharpoons C + CO_2$  の炭素壓を示す。この曲線を第 11 圖に示す、云ひかへれば  $C_2/C_3=1.0$  の線上の温度は鋼が木炭に包まれ窒素を追出した状態を示す。木炭は 1,355°F (735°C) に加熱する迄は即ち A 點迄は脱炭性である。この温度を越へるや否やガスは  $C 0.7\%$  の炭素鋼と殆んど平衡に達する。A 點以上になるとガスは更に炭素量の増加と平衡を保ち B 點に達するこの温度でオーステナイトは  $C$  を飽和するか又は共析成分になる、B 點以上ではガスはセメントタイトの増加と平衡を保つ。著者の意見では木炭で包んだ場合窒素の存在は  $C_3$  の炭素壓を下げると同様な影響或は  $C_2/C_3=1.0$  の曲線を下げると同様な影響を及ぼす。

Rapatz 及び Kowalke の説によると滲炭剤中の促進剤の作用は  $C$  と  $CO_2$  に平衡する  $CO\%$  を増加するものである。換言すれば  $Na_2CO_3, BaCO_3$  等がある場合は  $2CO \rightleftharpoons C + CO_2$  反應が左に進む、若しこの説が第 11 圖に適用出来れば木炭に促進剤を添加すると  $C_2/C_3=1.0$  の線を上昇せしめ生成ガスが木炭のみの場合より滲炭力が強くなることになる。Fox, White の兩氏はコークスに 5% の  $Na_2CO_3$  を加へると發生爐ガス製造の際の  $CO$  の % を増加する事を見出した。發生爐ガスの反應は  $C + 2O_2 \rightleftharpoons CO_2 + 9,960 \text{ cal}$   $CO_2 + C \rightleftharpoons 2CO + 38,960 \text{ cal}$  である、兩氏は試験結果の上から  $Na_2CO_3$  は  $2CO \rightleftharpoons 2CO_2 + C$  を促進せしめるものと結論した。著者の意見では促進剤は  $CO$  を發生し  $N_2$  を追出し  $2CO \rightleftharpoons C + CO_2$  平衡に於て  $CO$  の % を高めるものである。高炭素鋼を低温で木炭で滲炭する場合屢々脱炭を起してこまると各研究者から報せられてゐる。William 氏は炭素鋼を 775~790°C で石炭の焰の中で加熱すると表面の脱炭防止に効果があるがこれを木炭の上に置いたのでは脱炭は防げずと稱してゐる。Curran 及び William は木炭による脱炭を研究し  $Na_2CO_3$  の 3~5% を添加すると工具鋼の滲炭の際の脱炭に効果ある事を見出した。著者の實驗でもこれと同様な結果を得木炭にふれる部分は酸化はしなかつたが表面脱炭した。  $C 0.84\%$ ,  $Mn 0.43\%$ ,  $P 0.017\%$ ,  $S 0.029\%$ ,  $Si 0.60\%$  の炭素鋼を用ひこれを 790°C に 8 時間加熱し滲炭容器を爐中から取出し床上で冷却した、この際容器は長さ 4" の徑 3" のパイプで両端にねぢを切り蓋をつけた。試料の脱炭層は棒の中心から切斷して注意して除去した。木炭で包んだものは脱炭層の深さは 0.0138" で加熱前 180°C で 20 分間空気で乾燥した木炭を使用したものは 0.0108" で何れの試料も  $C$  は外層以下には下らなかつた。水に一度浸した木炭を用ひた場合は脱炭層の深さは 0.0138" で外層に水分中の水素で脱炭された純粹のフェライト層が出来たこの純粹のフェライト層は  $2H_2O + C \rightleftharpoons 2H_2 + CO_2$  によつて出来たものである。これによつて實際の場合雰囲気中の水素は充分除去せねばならぬ事がわかる。市販の滲炭用混合剤を用ひた場合は全然脱炭されなかつた。この混合剤の大約の成分は木炭 50%, コークス 20~25%,  $BaCO_3$  12~16%,  $Na_2CO_3$  2~5%, 水分最大量 2~5%, 殘粘結劑この場合は  $CO_2$  と  $CO$  が共析鋼に對して平衡状態にあつたわけである。尙上記の試料は何れも酸化は全然なかつた。木炭を用ひた 3 つの試料は滲炭前と同様に綺麗で木炭混合剤を用ひたものは煤の析出を生じた。著者の考へでは冷却の際に低温で  $2CO \rightleftharpoons CO_2 + C$  が右に進んだ爲にこの煤の析出を生じたものと思ふ。

1,450°F で 8 時間加熱滲炭後容器と共に水中に焼入れた處滲炭混合剤を用ひた場合は試料に割れを生じたが木炭のみを用ひたものには割れが出来なかつた。これは表面が多少脱炭された爲に焼割れが防止されたものと思はれる。然しこの説明は試料の表面割れには適用出来ない、Bramley & Allen は脱炭は先づ表面で行はれ次に内部の  $C$  が外部へ擴散してそれが又脱炭しこの擴散は Fick の法則に従ふと稱してゐる。

Fick の法則は數學的には微分方程式  $\frac{d\phi}{dt} = K \frac{d^2\phi}{dx^2}$  で表される  $\phi$  は表面炭素量と  $t$  時間脱炭後の  $x$  の深さの炭素量の差を示す。  $K$  は温度による恒數で、擴散常數といはれ温度と共に増加する。  $C 1.08\%$  の炭素鋼を 1,000°C で 20 時間 3 種のガス中に加熱した際の脱炭曲線を第 12 圖に示す。

乾濕兩水素氣流中で  $C 1.08\%$  の炭素鋼を 1,100°C で 20 時間加熱後の脱炭曲線を第 13 圖に示す。

圖に示す如く乾濕何れに於ても Fick の法則がよくあてはまる事がわかる。著者の意見では濕た水素で Fick の法則に妥當するのは温度が高い爲に内部からの  $C$  の擴散の方が表面から水素の滲透よりも速度大である爲と思ふ。第 10 圖の如くしめつた木炭で脱炭した例は低温に於ける水素による普通の脱炭現象でこの場合は Fick の法則に従はぬわけである。 790~845°C ではこれより高温により蓋る表面が著しく軟化してこまるがこの理由は恐らく燃焼ガス中に  $H_2$  や水蒸氣が存在して  $C$  が表面に移動するよりも速かに表面から  $C$  を除去する爲である。鍛造等の場合の如く高温の時は鋼は速かに酸化し  $C$  が表面へ極めて速かに擴散する。この爲高温では  $C$  の減少は表面から内部へ向つて漸進的で全體としては  $C$  の減少量は大となる。次に脱炭防止に用ひられる方法の概要について述べる最近 2, 3 年間爐の製作者は盛んに爐内雰囲気調節を可能ならしめてゐる。この内主なるものは低炭素鋼の無酸化燒鈍用のものであるが Austin の研究に基いた高炭素鋼を脱炭なしに無酸化燒鈍出来る電氣爐が設計された爐内雰囲気はアムモニヤを解離して造た乾燥せる  $H_2$  及び  $N_2$  の混合ガスである。このガスに脱炭防止の爲に少量の水蒸氣を入れて爐内へ導く、Roth はこの爐によつて 1/4" の高炭素のドリル用の丸棒を臨界温度の直上で燒鈍し外側から 0.005" 毎に分析試料を採り炭素を分析して脱炭を調べた。この結果を第 2 表に示す。この結果この雰囲気は非脱炭性で表面の炭素量は多少増加を示した。燒鈍前に多少表面の炭素が脱炭されたが燒鈍後内部の炭素が表面へ擴散しこの失はれた炭素を補て居る。

第 2 表 ドリルの表面近くの炭素量

燒鈍後の ロックウエル B 硬度	表面炭素量								
	燒鈍前				燒鈍後				
A	90~91	0.97	1.14	—	—	0.93	1.02	—	—
B	89~91	0.88	1.12	1.13	1.17	1.02	1.09	1.15	1.17
C	90~92	1.02	1.11	—	—	1.11	1.13	—	—
D	88~90	1.01	1.16	1.17	1.20	1.06	1.11	1.16	1.17
E	92~94	0.90	1.13	—	—	0.97	1.06	—	—
F	89~91	0.93	1.14	1.19	1.19	1.04	1.12	1.15	1.16

又工業的應用試験として Oliver が脱炭防止の試験を行た、この方法はガスに少量の空氣を混合し高温に加熱し炭化水素を分解せしめ冷却して脱水し、このガスを加熱爐に入れる材料に煤の生成を防ぐ爲に材料を加熱管中で移動せしめる。

又この外に輕油を用ひる方法もある。この方法は高温の室で輕油を滴下し蒸發せしめて油を分解せしめ、このガスを爐内へ導入する。又電氣爐内へメタノールを滴下せしめる法もある。

滲炭した材料を焼入る爲の再加熱をシアン化物の槽中で行ひ酸化脱炭を防止するものはよく行ふ方法である。この方法は然し表面に炭化物、窒化物をつくらしめるが著者の意見では大なる耐摩耗性を要する場合に表面の脱炭防止に適する方法と思ふ。この焼入の爲の加熱の際には滲炭用混合物を用ひるのも實際的に効果がある。又回轉式のガス滲炭爐も用ひられる。焼入温度は滲炭温度より低いから材料に炭素が滲透すると考へるのは疑問である。(K.)

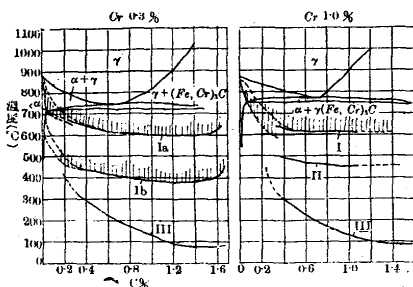
## 7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

**クロム鋼の變態及性質に対する冷却速度の影響** (Adolf Rose u. Wilhelm Fischer, Mit. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 21, 1939) F. Wever 等は Cr が炭素鋼の變態に及ぼす影響を研究し、ある冷却速度範囲ではパーライト變態とマルテンサイト變態の間に他の變態過程の生ずる事を知り、之を中間變態 (Zwischensstufe) と呼んだ。この變態温度は C % により異なるが 530~470°C で、冷却速度には無関係である。組織はマルテンサイト様、針狀結晶だが稀硝酸にてマルテンサイトより早く浸される。この論文は更に詳しく研研せるものである。

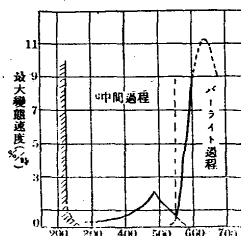
本研究の第 1 部は Cr 0.30~3.7, C 0.25~1.7 の間の Cr 鋼の冷却現象に就いてである。種々の成分の試料に就き變態温度と冷却速度の關係を求めた。下限限界冷却速度 (マルテンサイト發生し始める冷却速度) は Cr を増すと強く低められ、1% Cr, 共析炭素 % では既に 30°/S に達する。非合金鋼の限界冷却速度の約 1/7 である。

次に上の結果をまとめて、Cr, 0.3, 0.7, 1.0, 2.0, 3.7% の鋼の C % を細く變へて夫々の Cr 系列に對し焼入状態圖を作た。今例として Cr, 0.3 及 1.0 の Cr 鋼のそれを第 1 圖に示す。Cr 0.7~3.7 のものは大體 1.0 の型をなす。0.3 Cr では C 鋼の如く冷却速度により上, 下パーライト變態 (I<sub>a</sub> 及 I<sub>b</sub>), マルテンサイト變態 (III) を生ずる。所が Cr 0.7 以上の鋼ではパーライト變態 (I, Cr % により 560~660°C), 中間變態 (II), マルテンサイト變態 (III) の 3 段階が生ずる。中間變態温度は冷却速度及 Cr % に無関係である。マルテンサイト變態温度は合金元素量に無関係でオーステナイトの C % によつてのみ定る。この場合 I, II の部分的變態で残留オーステナイトの C % が減ずると考へられる。焼入前に既に C の部が炭化物としてある時は C % に對應しない。

第 1 圖



第 2 圖



**硬度及組織** 本實驗では硬度は冷却速度が増すと共に増し、上限限界冷却速度の時、最大値に達する。V 鋼の如く中間變態にて硬度が減るとふい事はない。又 1% 以上の Cr は硬度増加とは無關係の事が分る。

次に 22 種の Cr 鋼にて冷却速度を變化してその焼入組織を試験し、その組織寫眞と共に詳しく組織を説明してゐる。

**焼入温度の影響** 焼入温度が限界冷却速度に如何なる影響を持つか。固溶體の範圍からの焼入では焼入温度が上ると共に限界冷却

速度が僅か下る事が分つた。之は温度が上るとオーステナイトの粒が増す事から説明出来る。次に多相共存な範圍から焼入すると限界冷却速度は非常に大になる。分離せる相が核作用をなして變態を促進するのである。

研究の第 2 部は中間變態の性質に關する。

中間變態はある Cr, C % の範圍内でないと生じない。Cr 0.3 の鋼では冷却速度を如何にしても中間變態は起きない。之より Cr の高い鋼では一定の C % 範圍内にて起る。

**等温磁氣測定** 中間變態の温度範圍にてオーステナイトの分解現象を研究する爲磁気力で各温度にて 時間-磁化 の強さの關係を求めた。同時に組織も見た。結果を總括すると第 2 圖の如く焼入オーステナイトは 2 つの明かに異なる温度範圍で變態速度の最大値に達する。上の最大値は 640°C ではパーライト變態であり、下の最大値は 480°C で中間變態に對應する。550°C 附近では両者が重なる。こゝでは先づ中間變態が起り、完全には變態を終らず残留オーステナイトが小さい變態速度でパーライトに分解する。

**パーライト變態及中間變態後の Curie 點。**

この實驗の目的はパーライト變態と中間變態では異なる炭化物が作られるか否かを決定する事である。Cr 1.3% の 2 試料をパーライト變態の最大變態速度の點 680°C 及中間變態のそれ 450°C に焼入れ之を常温に冷却する途中、温度と磁化を測り Curie 點を求めると、前者は 140°, 後者のは 190°C にある。炭素鋼では 210°C だから、Cr 鋼の炭化物は Fe<sub>3</sub>C より弱磁性である。又上の兩變態過程では異なる炭化物が作られる事が分る。Cr は強磁性ではない事、Curie 點の温度及明確さから考へてパーライト變態では中間變態で發生するのより Cr の多い複炭化物が作られると結論出来る。又マルテンサイト鋼を 20 分間、680°C 及 450°C で焼戻すと矢張り上述の如く異なる炭化物が現れる事が證明された。

**中間變態の組織** 中間變態の組織は針狀で、粒内の針が平行に並んで束になつてゐる特長がある。又腐蝕し易い。中間變態はある温度で急に起るのでマルテンサイトに似た針狀となる。高温で作られる組織は粗い。低い温度では擴散が妨げられるので細くなり、炭化物は不溶となる。

**中間變態後の Cr 鋼の機械的性質** 試験片の製法並に處理法を略する。結果を記すと、標準化状態と中間變態後の機械的性質の差は Cr 1.3, C 0.35% で最も甚しい。即中間變態後、約 55% の壓縮で 113 kg/mm<sup>2</sup> の強度と 14% の伸びを示す。硬度は Rockwell C で 38 で約 73% 標準化したものより大である。450°C で 30 分保つと一般に機械的性質は良くなり衝撃値及壓縮率は強度が増すと拘らず高められる。中間變態温度に長く保ちすぎると悪い。中間變態後大體調質後の性質を得る事が分た。中間變態の長所は複雑な形状の製品又は表面硬化用の材料で熱應力を避ける事が出来る點である。(S. O.)

**製品の調質状態検査に對する磁氣的方法** (Heinrich Lange, K.-W.-Inst. f. Eisenforsch. 1939, Abhandl. 371) 製品の磁氣的試験法には 2 種ある。即ち割れ、砂疵、偏析の如き小さな不均一性を檢べる法と、組成、強度、硬度等の性質を檢べる法とがある。第 1 法は研究も多く行はれ使用範圍の廣い有益な試験法であるが、第 2 法の研究はまだ寥々たるものである。本論文は第 2 法の研究で特に硬度の磁氣的決定装置を扱つてゐる。

Siemens のフェロメーターによる測定。

1. 測定装置 製品の磁氣的試験を充分にやるには磁氣履歴を

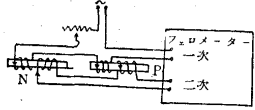


求めるのが最も良い。單に製品の合否を判別するだけなら、標準の物との差異を比較するだけで充分である。その爲に、同じ強さの磁場内で 2 試験片の磁氣感應の差と磁場強さとの關係を求めたい。Siemens のフェロメーターと座標記録器（直角座標に動く 2 つの回轉コイル—鏡電流計）とを用ひ、電流を變化して履歴曲線を書かせる。第 1 圖の接續で一次コイルで磁場強さを變へる。P が試料、N が標準の製品。二次コイルをオツシログラフの回路にをくと、オツシログラフは兩コイルに誘導された電壓  $E_p$  及  $E_n$  の差を描く（P 及 N は同寸法）。

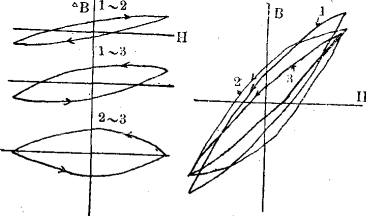
$$E_p - E_n = K \left( \frac{dB_p}{dt} - \frac{dB_n}{dt} \right) \quad (1)$$

$B_p, B_n$  は P 及 N の磁氣感應  
K は二次コイルの捲數及試験片の断面に因る係數

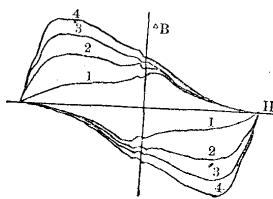
第 1 圖



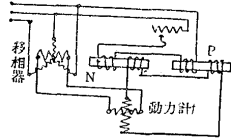
第 3 圖



第 2 圖



第 4 圖



座標記録器は (1) の値の算術平均と磁場強さ H との關係を表す。 $E_p, E_n$  が同じ相の時にはこの値は丁度  $B_p - B_n$  であるが、2 試験片が磁氣的に異て居れば兩電壓の相は一致せず、描れる曲線は  $B_p - B_n$  と H との關係を一次の近似的にしか表さない。而しこの装置については一次の近似値で充分である。この装置の感度は充分である。

2. 試験片製作と熱處理 4 種の鋼につき、6 mm 徑の棒に壓延され、250 mm の長さに切り、5.90 mm 徑に磨く。油中焼入され、後徐冷された。

3. 磁場強さの影響 先づ多くの試験片につき、最大磁場強さ  $H_m$  を變化して比較して見た所、實驗結果が  $H_m$  により大いに左右される事が分た。

a) 磁場強さの大的時

1. 同種の試験片では、著しく組織の異なる場合でも（硬化組織がないと假定して） $H_m$  に対する感應の差は殆どない。同種の試験片では磁化の何處の範圍にても一致する。

2. 兩試験片の溫度が違ふと、試驗結果が變る。 $H_m$  の大的時、交流磁化は渦電流により試験片の溫度を著しく上げ、N は P に比し長く磁化されるので強く熱しられる。第 2 圖は同種同處理の試験片につき求められた示差曲線で、1 は同溫度、2, 3, 4 は P が N より夫々 15, 30, 45°C 高い。この曲線型は P と N に関して特定のもので、同成分、同處理の物でも P と N により變るから、他の種の物の性質に關し、利用し得る特長を認め得るか否か問題になる。

$H_m$  の大的時は 2 つの場合に分けられる。1 は P と N との感應の差を成分の差に歸し、他は同成分で断面の差に歸するので、前者は構成分析に用ひられる。この方法で強磁性相の含有量程度を知るには、約 10,000 ガウスの磁場を使ふ事が必要である。後者も便

利な方法が存在する。

b) 磁場強さの小的時 磁場強さを常に試験片の頑磁力より小さくする實驗が行はれた。この場合兩試験片の感應の差と磁場強さの關係は次の如くなる。即磁場強さの小的時、強磁性體の感應曲線は Rayleigh の方程式で表される。

$$B = a \cdot H \pm \left\{ \left( \frac{H}{H_m} \right)^2 - 1 \right\} b \quad (2)$$

$a = B_m / H_m$ ,  $b$  = 曲線に表れる殘留磁氣

渦電流損失を無視すると、 $H_m$  は P, N に共通だから示差曲線は

$$B_p - B_n = (a_p - a_n) H \pm \left\{ \left( \frac{H}{H_m} \right)^2 - 1 \right\} (b_p - b_n) \quad (3)$$

第 3 圖は Rayleigh の曲線及それから生ずる示差曲線で、履歴曲線の向きを同じとすれば示差の向きには正負の兩方が生ずる。從て N が同じく P が異なる時、示差曲線が同一で向きだけが違ふといふ事があり得る。だから實驗結果には  $B_p - B_n$  及  $b_p - b_n$  の値のみならず符號も考へねばならない。著者は實驗の實例を詳く述べてゐるが、要するに同熱處理をすれば多くの試験片中から同種のものを選定する事が出来る。次に同種材料を異なる熱處理をした物につき研究された。この結果も詳述してあるが結局、焼入及焼戻鋼では殘留磁氣及最大磁氣感應  $B_m$  は  $H_m$  の小さい時は硬化状態に特有なものであつた。

焼戻鋼の硬度決定に對する簡便實驗法。

交流で磁化する場合では感應コイルの兩端に發生する電壓の算術平均が最大感應  $B_m$  を表す。 $B_p - B_n$  を決めるには第 1 圖の装置で一次側には磁化電流を測る軟鐵電流計をつなぎ、二次側に交直兩用回轉コイル電流計をつなぎ、磁化電流の小さい時は二次電壓の影響が少ないので算術平均は實效値に比例する。感度を良くするには高感度交流ミリボルトメーターを使へば良い。

而しこの装置には次の缺點がある。即交流計器を使ふため、 $B_p - B_p$  の値は分るが符號が分らない。從て試験片の何れが硬いのか分らぬ。又試験片の断面の小さい時は感度が非常に悪い。又磁場強さを大にすると渦電流の爲、試験片が加熱される。

以上の缺點を除く爲、第 4 圖の装置が作られた。計器としては動力計を使ひ、その電流コイルは移相器により、電壓コイルは感應電壓による電流が通る。かくすれば動力計の針の動く方向で  $B_p - B_n$  の符號を定め得るし、感度は非常に大に出来る。

この装置を用いた實驗結果が詳述してあるが、要するに機械的硬度と、磁氣的に定めた硬度とは非常に良く一致してゐる。

(S. O.)

非金屬介在物計測小委員會第 1 回報告 (1st Report of the Inclusion-Count Sub-Committee, Iron & Steel Inst. Special Report No. 25, 1939, 305-317) 英國鐵鋼協會鋼塊不均質性委員會に附屬する小委員會で、委員長 W. H. Hatfield, 委員 12 名より成り、顯微鏡的方法に依り鋼中の非金屬介在物の最も妥當な計測方法を發見するを目的としてゐる。

現在英國では S. Fox 會社の計測方法があるが、之は次の如き方法である (Iron & Coal Trade Rev. 133, 1936, 45).

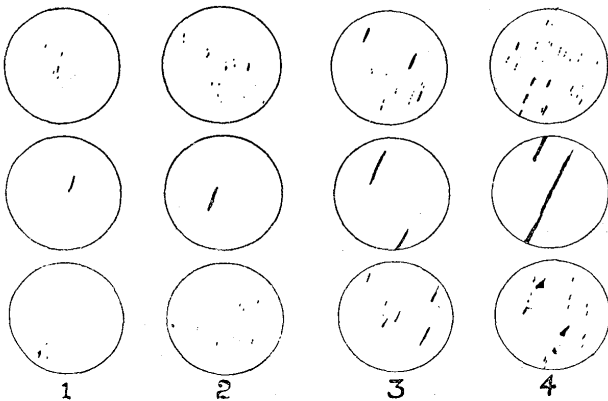
壓延又は鍛造した徑 1 3/8" 丸棒を長さ 1/2" に切斷し、之を中心線に沿て縦に 2 分し、130 倍で適當の 2 個所を連續的に 30 視野宛合計 60 視野檢鏡し、標準圖に比較してその相當番號を記録する。標準圖は圖の如く介在物を示す 3 組 12 枚より成り、介在物量に應じて 1~4 の級 (Grade) に分けられてゐる。檢鏡して圖と比較しその相當番號と視野の數を乘じ、その總和を清淨係數 (Index



of Cleanness) と稱する。次表はこの測定例である。

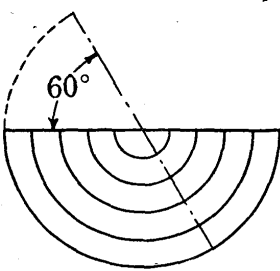
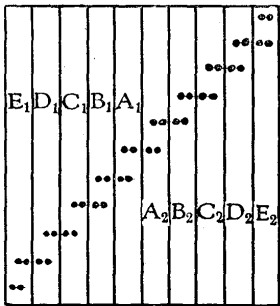
視野数	級	視野数	計測値
60	4	0	4×0=0
	3	2	3×2=6
	2	10	2×10=20
	1	32	1×32=32
	0	16	0×16=0
計		60	58

Fox 標準圖



即ち清淨係数は 58 である

Firth-Brown 法の検査位置



この方法は各視野で代表される鋼の容積を考へてゐない。即ち今 1 3/8" の直徑を 30 視野で連續檢鏡するから視野は直徑 0.045" である。兩端の 2 視野は平均直徑 1.33", 肉厚 0.045" の圓筒を代表するものであるが、中央の 2 視野は外徑 0.09" の圓端を代表するものであるから、各視野の檢鏡結果を同じ値として計算することは定量的でないと思へる。此の考へに基いて Bolsover (Firth-Brown 會社) は改訂案を提出した。今圖の如く檢鏡すべき面を 10 區に分割して考へ、これを E<sub>1</sub> D<sub>1</sub>... D<sub>2</sub> E<sub>2</sub> とし、各區を 4 視野宛檢鏡して、Fox 法と同様に清淨係数を算出し、之を e<sub>1</sub> d<sub>1</sub>... d<sub>2</sub> e<sub>2</sub> とする。同試料を切斷位置を 60° 變更して同様に清淨係数を求め夫々を e<sub>3</sub>

d<sub>3</sub>... d<sub>4</sub> e<sub>4</sub> とし次式に依て清淨係数を算出するのである。但し E<sub>1</sub> D<sub>1</sub> C<sub>1</sub> B<sub>1</sub> A<sub>1</sub> は夫々容積比が 9, 7, 5, 3, 1 である。

$$\{1 \times (a_1 + a_2 + a_3 + a_4) + 3 \times (b_1 + b_2 + b_3 + b_4) + \dots\} / 100$$

即ち  $(1 \times \sum a + 3 \times \sum b + 5 \times \sum c + 7 \times \sum d + 9 \times \sum e) / 100$

この測定結果を例示すれば次表の如くである。

	1	2	3	4	計×容積比	積
a	1.5	1.5	2.0	2.0	7×1	7
b	2.0	1.5	2.0	2.0	7.5×3	22.5
c	1.5	1.5	2.0	1.5	6.5×5	32.5
d	1.5	1.0	1.5	1.75	5.75×7	40.25
e	1.0	1.0	1.5	1.25	4.75×9	42.75
計						145.0
清淨係數						1.45

以上の 2 方法は尙定性的なものを免れないが、測定者が介在物の大小、形状を如何に判断するか大きな因子である。一般に粒状の介在物より粘性變形したものを輕微に觀測する傾向がある。

小委員會は 15 種の標準試料を作たが、全部鹽基性電氣爐製で 1 本はスラブより、他は全部鑄造し、鋼塊は 13 3/4~17 cwt, 1 1/4~1 3/8" 徑とした。これを 11 箇所へ送附して検査をした。この結果の一部は表の如くで (一部省略)、(1) と (12) は同一個所で測定者が同一人の場合で結果がよく合つたが (3), (4), (6), (7), (8), (9) の Fox 法の結果と、(3), (6), (9) の Firth-Brown 法の結果は同一個所で測定者が異なる場合の結果で、相當人的誤差の大なるを認めた。試料の研磨方法も相當大なる影響を與へると思はれる。兎に角結果は一致しない。この結果次の結論を述べてゐる。

- (1) 非金屬介在物を定量し、又性状を調べることは製鋼技術上極めて重要であることを認識すべきである。
  - (2) 熟練者が介在物の顯微鏡的検査を行つても結果は容易に一致しない。従て介在物を規格化することは困難である。
  - (3) 將來何んとか良法を發見すべく努力する。
- 又 Fox 法や Firth-Brown 法の缺點としては次が擧げられてゐる。
- (1) Fox 法の方が誤差は少いが何れが良いかは定め難い。
  - (2) 標準圖は諸ゆる場合を示さないから、觀測上誤りを生じ易い。
  - (3) 測定する介在物の最小寸法が不明である。
  - (4) 特に寸法大なる介在物が最も有害であるのに係らず、清淨係数は之と無關係である。
  - (5) 介在物の分布状態を考へていない。

(R. M.)

鑄鐵の性質に及ぼす特殊添加金屬の影響、第 I 報—Co の影響 (P. Bastien, L. Guillet fils, Rev. Mét. No. 4, Avril 1939)

非金屬介在物判定結果 (F は Fox 法, F-B は Firth-Brown 法)

試料	(1)		(2)		(3)		(4)	(5)	(6)		(7)		(8)			
	F	F-B	F	F-B	F	F-B	F-F-B	F-F-B	F	F-B	F	F-B	F	F-B		
肌燒用炭素鋼	51	0.97	33	0.76	51	0.66	—	—	32	—	65	0.89	25	0.70	46	0.90
0.4% 炭素鋼	64	1.05	56	1.28	65	1.06	92	—	54	—	87	1.20	52	0.975	29	0.56
3.5% Ni, 低 Cr 鋼	54	0.80	54	1.08	44	0.94	—	—	46	—	42	0.78	37	0.86	37	0.80
5% Ni 肌燒鋼	45	0.74	32	0.42	26	0.22	—	—	21	—	32	0.46	27	0.14	28	0.33
55t Ni·Cr 鋼	51	0.85	44	1.06	46	0.66	30	—	31	—	47	0.8	26	0.60	34	0.62
65/75t Ni·Cr·Mo 鋼	46	0.82	37	0.93	24	0.35	—	—	22	—	30	0.45	30	0.50	18	0.56
空氣燒入 Ni·Cr 鋼	43	0.82	34	0.71	36	0.3	—	—	32	—	41	0.53	23	0.495	41	0.98
65t Ni·Cr·Mo·V 鋼	47	0.76	39	0.72	16	0.24	—	—	24	—	42	0.61	27	0.335	36	0.65
65t Ni·Cr·Mo·U 鋼	22	0.39	48	0.72	—	—	—	—	25	—	33	0.52	22	—	19.5	—
薄板用鋼	55	0.89	55	1.18	27	0.34	—	—	37	—	52	0.76	37	0.42	52	0.96
4.25% Ni·Cr 肌燒鋼	46	0.55	33	0.74	30	0.34	—	—	22	—	37	0.57	32	0.385	49	0.87
12% Cr 不銹鋼	79	1.42	105	1.84	74	1.46	—	—	56	—	101	1.67	56	1.30	71	1.14
16.5/2.5 不銹鋼	119	1.94	97	1.64	91	0.71	—	—	59	—	118	1.69	80	1.175	81	1.30
オーステナイト不銹鋼	236	3.96	—	—	164	2.75	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Cr·Ni·W 辨用鋼	59	0.98	44	0.96	42	0.44	—	—	30	—	49	0.61	28	0.40	70	1.20

本研究は特殊添加金属が鑄鐵の黒鉛化、凝固及び焼鈍に如何なる影響を與へるかを調べたものである。又同時に、作られた試料を利用して物理的、機械的、化學的性質をも研究した。

添加金属は  $Co$ ,  $Ti$ ,  $B$ ,  $Ce$  の 4 種であつて研究方針としては出来る限り此の 4 種のものに對し同一方法を執た。唯  $B$  に関しては幾分異つた方法をとつた。各添加金属に對しては用ひた鑄鐵は 2 種あつた。第 1 のものは  $(C+Si)\%$  が 5% 程度のもので、第 2 はそれが 4% 程度のものである。此れを A 系、B 系とする。A、B 兩系に加へられた他金属は 0, 0.05, 0.1, 0.2, 0.5, 1, 2, 5% の 8 種であつた。鑄鐵は容量 150 kg の鹽基性アーク爐で精鍊したものである。而してその鑄滓の成分は  $CaO=60\%$ ,  $SiO_2=35\%$ ,  $Al_2O_3=3\%$ ,  $FeO \leq 2\%$  である。

試料は 5 種の異なる鑄型に鑄造した。

鑄鐵に對する  $Co$  の影響は最初 Bauer, Pivowarsky に依つて研究され  $Co$  の添加に依り抗張力は減少するが稀酸中の耐蝕性が改善される事を見出された。白鈍の黒鉛化に對する  $Co$  の影響を澤村氏は研究し、テンパー・カーボンに  $Co$  の添加によつて生成が容易にされる事を見出した。

然し、鑄鐵に對する  $Co$  の影響を更に系統的に研究する事は重要と認めためたので行つたのである。用ひた  $Co$  の成分は次の如くである。

$Co=98.92\%$ ,  $Ni=0.41\%$ ,  $Zn=0.03\%$ ,  $Fe=0.14\%$ ,

$Mn=$ 痕跡,  $S=0.09\%$ ,  $C=0.08\%$ ,  $Al=0.02\%$

研究に使用した A 系、B 系の鑄鐵の成分は次の如くである。

	T.C%	Si	Mn	S	P
A 系	3.55	1.51	0.53	0.009	0.069
B 系	3.37	0.97	0.50	0.01	0.075

添加  $Co$  は既知の如き % であるが熔解時の損失を考へて添加量の 5% だけ多く加へた。次表は得た試料の成分である。

番 號	T.C	Co	Si	Mn	S	P
A Co 1	3.54	0	1.51	0.52	0.009	0.067
A Co 2	5.50	0.05	—	—	—	—
A Co 3	3.50	0.096	—	—	—	—
A Co 4	3.48	0.21	1.47	0.53	—	—
A Co 5	3.52	0.47	1.57	0.52	—	—
A Co 6	3.52	1.02	—	—	—	—
A Co 7	3.50	1.90	—	—	—	—
A Co 8	3.50	4.43	1.54	0.53	—	—
B Co 1	3.37	0	0.97	0.50	0.010	0.075
B Co 2	3.46	0.040	0.91	—	—	—
B Co 3	3.52	0.080	0.91	—	—	—
B Co 4	3.43	0.18	0.97	0.52	—	—
B Co 5	3.39	0.38	0.95	—	—	—
B Co 6	3.60	1.04	0.91	—	—	—
B Co 7	3.65	3.46	0.81	0.56	—	—

(1) チルの深さ—A 系の試片に就ては結果は餘りよく一致しないが、兎も角チルの深さは  $Co$  の含量には無關係に一定である事が推察される。B 系の試料では此れに反し  $Co$  含量の増加に伴つてチルの深さは減少する。故に  $Co$  は凝固時の黒鉛化促進劑と言へるわけである。次表はチルの深さの値である。

番 號	平均チルの深さ(mm)	番 號	平均チルの深さ(mm)
A Co 1	3.1	B Co 1	15
A Co 2	1.9	B Co 2	13
A Co 3	3.7	B Co 3	12
A Co 4	3.7	B Co 4	12
A Co 5	4.6	B Co 5	13
A Co 6	2.6	B Co 6	10
A Co 7	1.7	B Co 7	6
A Co 8	2.1		

(2) 顯微鏡組織— $Fe-Co-Fe_3C$  3 元状態圖は Vogel 等に依り決定されたが此れから次の事が言へる。

1°  $Co$  は鑄鐵の共晶點を  $C$  含量の少ない方へ移動せしめる。

2° 共析點をも同方向に移動せしめる。

顯微鏡の見地から言へば  $Co$  を含む鑄鐵は普通の鑄鐵と同様の組織を呈すべきであつて、此の兩者の唯一の相違點は顯微鏡では知られないがフェライト中に  $Co$  が固溶して居るか否かに過ぎない。著者等の顯微鏡組織も正に此れを示すものであつて、黒鉛がパーライト基地中に散在して居るのが見られる。

$Co$  を含まない A Co 1 なる鑄鐵に於てはパーライトは極めて微細であるが  $Co$  を多く含有する A Co 8 に於ては相當粒大となる。此の兩者に於て遊離のフェライトは見られない。

(3) 膨脹測定—A 系の鑄鐵に就ては最初の膨脹のサイクルの終期に於て黒鉛化は大體完了する。且つ  $Co$  が増せば黒鉛化開始温度は低下して行く。それは次表に見られる。黒鉛化は加熱時に變態に相當する點附近で起り此の變態によつて生ずる收縮を消してしまふ。此れは特に冷却に際し  $Ar_3$  を通過する時に重要で此の變態に相當する膨脹を強める。然し  $Co$  0.5% の鑄鐵から加熱時の黒鉛化は盛となる。

番 號	黒鉛化開始温度(°C)	番 號	黒鉛化開始温度(°C)
A Co 1	748	B Co 1	775
A Co 2	741	B Co 2	800
A Co 3	740	B Co 3	782
A Co 4	738	B Co 4	750
A Co 5	720	B Co 5	778
A Co 6	710	B Co 6	780
A Co 7	700	B Co 7	788
A Co 8	690		

黒鉛化前に於ては  $5 \times 5$  mm なる断面の小棒は殆ど大部分がパーライト組織を示す。此のパーライト基地中に所々にフェライト粒子が見出されるのである。此の共晶黒鉛は樹枝狀輪廓を描いて居り  $Co$  % が増せば増す丈その輪廓は鮮やかである。故に、此の小棒が小なる断面を持つに拘はらず  $C$  と  $Si$  含量が高い爲に白鈍にはなつて居ない。黒鉛化後に於てはフェライトと黒鉛より成りその中の所々にパーライトが見えるが、0.5%  $Co$  になればパーライトは完全になくなる。焼戻黒鉛は既に存在して居る黒鉛片上に析出するものらしく、その爲に節狀の黒鉛は認められない。

故に  $Co$  は例へその影響が弱いと言へ鑄鐵の黒鉛化を促進するものである。此れは澤村氏の結果とよく一致する。

B 系の鑄鐵に就ては黒鉛化は第 2 次サイクルの終期には大體完了する。黒鉛化開始温度は表示する如く相當不一致であるが、此れは B 系の鑄鐵の  $Si$  含量が一定ではなく其の影響に依るものと考へられる。黒鉛化は  $\alpha \rightarrow \gamma$  變態點附近で盛である。

顯微鏡組織から言て、黒鉛化前ではパーライトとセメンタイトの基地に黒鉛が散在して居るもので、黒鉛化後では多量の焼戻黒鉛がフェライト-パーライト基地中に出現し  $Co$  としては大した影響を與へて居ない様である。次表は B 系鑄鐵の黒鉛化前後のブリネル硬度を示す。

番 號	黒鉛化前ブリネル硬度	黒鉛化後ブリネル硬度
B Co 1	518	156
B Co 2	518	162
B Co 3	519	170
B Co 4	494	148
B Co 5	490	153
B Co 6	414	147
B Co 7	506	165

(4) 電気比抵抗及び熱起電力—電気比抵抗は  $Co$  の増加と共に幾分増加する。これは恐らくフェライト中に  $Co$  が固溶する事に依るのであらう。

番 號	電気比抵抗 ( $mw/cm^2/cm$ )	熱起電力 ( $mV$ )	番 號	電気比抵抗 ( $mw/cm^2/cm$ )	熱起電力 ( $mV$ )
A Co 1	69.1	1.50	B Co 1	58.5	1.57
A Co 2	71.7	1.50	B Co 2	57.1	1.55
A Co 3	72.0	1.51	B Co 3	58.1	1.53
A Co 4	74.5	1.50	B Co 4	58.6	1.53
A Co 5	70.3	1.58	B Co 5	59.6	1.57
A Co 6	72.6	1.62	B Co 6	59.9	1.63
A Co 7	79.0	1.75	B Co 7	66.5	1.72
A Co 8	75.1				

A 系鑄鐵に於ては 0.2%  $Co$  の所で maximum がある様であるが此れは大體測定誤差内にあるので恐らく maximum は無いのであらうと考へる。

B 系の鑄鐵に於ては比抵抗増加は更に緩慢であるが然し  $Co$  が増加する時  $Si$  は少し減少して居る事を注意せねばならない。此の事實に依り  $Co$  の影響が打消されるのであらう。

熱起電力は前表の如くいづれも漸増の傾向にある。

(5) 消磁點—A Co 1, A Co 8, B Co 1, B Co 7 に就て此の測定を行ったが、セメントタイトのキューリー點に就き次の如き値を見出した。

A Co 1	A Co 8	B Co 1	B Co 7
$T_{A_0}=190^{\circ}C$	$T_{A_0}=207^{\circ}C$	$T_{A_0}=191^{\circ}C$	$T_{A_0}=195^{\circ}C$

セメントタイトのキューリー點は  $Co$  の添加によりかくの如く上昇するが、それは恐らくセメントタイト中に  $Co$  が固溶するからであらう。

著者は次いで化學分析を行ひ、全炭素量と黒鉛量とを比較し、又機械的性質をも詳細に研究して居る。(S. O.)

灰鉄の焼入及び焼戻しに就て (Timmons G. A., Crosby V. A. and Herzig A. J.: Foundry Trade Journal, June 1, 1939, p. 437.) 鑄鐵の熱處理としては普通次の 3 つの種類がある。

- 1) 内部歪を除去する爲の焼戻し
- 2) 硬度を低くする爲の焼鈍
- 3) 硬度及び抗張力を増すため變態點以上の溫度から急冷する。通常これは焼入の儘でなくして、焼戻しを伴ふ。

著者は、Plain Cast iron,  $Mo$ -Cast iron,  $Ni$ - $Mo$ ,  $Cr$ - $Mo$   $Cr$ - $Ni$ - $Mo$  鑄鐵につき焼入焼戻し、焼鈍及び、flame hardening を行つた。その結果、

- 1) 普通パーライト鑄鐵の黒鉛化は 703~7 5°C の溫度に於て急速に起る。
- 2) 變態點以上の溫度に於ける黒鉛の再溶解は急速に起る。
- 3) 鑄造した儘の化合炭素量は焼入の瞬間に於けるオーステナイト中の炭素の濃度に影響を及ぼさぬ。
- 4) 黒鉛化及び變態點の進行速度に及ぼす合金元素の影響は、灰鉄の焼入性を支配するに有用なものである。
- 5) 灰鉄の焼入、焼戻しは硬度及び抗張力を増加する有利な方法であるが、このため衝擊抵抗及び撓みを多少犠牲にしなければならぬ。(高瀬)

高級及び合金鑄鐵の熱傳導度 (Donaldson J. W., Foundry Trade Journal, June, 15, 1939, p. 513) 灰鉄の熱傳導度に及ぼす合金元素の影響に就て測定した。測定装置は普通用ひられる Guard ring method を基礎としたもので、熱傳導度を  $K$  とすると、

$$K = \frac{W(t_1 - t_2)l}{(T_1 - T_2)a}$$

$W$  = カロリメーターを通じて流れる水の重さ  $gr$

$t_1$  = カロリメーターから出る水の溫度 °C

$t_2$  = カロリメーターに入る水の溫度 °C

$T_1$  = 高温熱電對の溫度 °C

$T_2$  = 低温熱電對の溫度 °C

$l$  = 熱電對の距離  $cm$

$a$  = 試験棒の斷面積  $cm^2$

試験に用ひた鑄鐵は、第 1~3 表の如きものである。

之等の研究の結果 50~500°C 間の熱傳導度は、灰鉄は 0.110~0.137  $cal/cm^2sec$  で溫度上昇につれて熱傳導度は減少する。熱傳導度によつて得られた數値は、合金の成分に依るのみならず、或程度迄は組織による。即ち自由地鐵は共析パーライトよりも熱傳導度が高い。

珪素は熱傳導度を減少するが 2% 以上の珪素は地鐵を發生するので、傳導度の下降程度を徐々にする。

$P$  も少量傳導度を減じ、 $Mn$  も同じ作用を有する。

合金鑄鐵に於ける  $Ni$  は  $Si$  と同じ作用をなし、 $V$  は殆んど影響ないが  $Cr$ ,  $W$  は熱傳導度を上昇する。

550°C で焼鈍すると最初はパーライトが、地鐵と黒鉛とに分解する爲に傳導度を増加するが、後には黒鉛附近の地鐵が酸化される爲に傳導度を減少する。

アルミニウムは  $Cr$  が存在しても傳導度を低下する作用を有し、 $Cu$  は大體の半分の作用を有する。(高瀬)

第 1 表 普通及び合金鑄鐵

鑄 鐵	Plain 1	Copper	Plain 2	$Cr$ - $Mo$
$T.C.$	3.20%	3.18	3.11	3.12
$Si$	1.56	1.58	2.26	2.31
$Mn$	0.72	0.69	0.39	0.38
$Cr$	—	—	—	0.54
$Cu$	—	1.58	—	—
$Mo$	—	—	—	0.77

第 2 表 高級 鑄 鐵

鑄 鐵	Plain	$Mo$	$Ni$ -tensyl	$Mn$ - $Ni$	$Ni$ - $Cr$
$T.C.$	2.61	2.56	2.80	3.10	3.41
$Si$	2.46	2.20	2.51	2.51	1.03
$Mn$	0.45	0.63	0.68	3.11	0.65
$Ni$	—	—	1.71	1.00	1.49
$Cr$	—	—	0.54	—	0.54
$Mo$	—	0.58	—	—	—
Tensile Strength	22.7	25.4	25.0	24.7	21.5
$tons/in^2$					

第 3 表 耐 熱 鑄 鐵

鑄 鐵	$Ni$ -Resist	$Al$ - $Cr$	Nicrosilal
$T.C.$	2.41	2.70	1.81
$Si$	1.80	0.96	6.42
$Mn$	0.62	0.58	—
$Ni$	13.70	—	18.65
$Cr$	3.37	0.95	2.02
$Cu$	6.41	—	—
$Al$	—	7.00	—

## 8) 非鐵金屬及び合金

$Al$ - $Cu$ - $Mg$  合金壓延棒に及ぼす鐵分の影響に就いて (A. dolf Fry, Wilhelm Wiederhoit u. Wilhelm Boehme in Berlin, Zeitschrift für Metallkunde, Januar 1939) デュラルミ

ン中の *Fe* の影響に就いては既に種々の報告が提出されてゐるが何れも一致した意見がない之等の研究は影響の識別として硬度を利用しただけで鐵含量による性質の變化は充分に究明されてゐない。

D. A. Petrow の研究—*Mg* を含まざる *Cu* 4% の *Al* 合金に就いて室温時効に及ぶ鐵含量 (0.3 から 2.0% 迄) の影響を硬度に就いて見た。その結果は *Fe* 含量が 0.3% を越えると室温時効は完全に阻止される事が判た。更に *Mg* 0.05% の添加により *Fe* 0.3% 迄の室温時効性が回復された。然し *Mg* 4 及 0.05% を含む *Al*·*Cu* 合金の室温時効は *Fe* 含量の増加と共に減少し遂に *Fe* 1.4% に至て全く消滅した。

W. Krönig の研究—4.6% *Cu*, 0.48% *Mg*, 0.33% *Si*, 0.06% *Mn*, 残り *Al* なる合金に 0.22, 0.52, 0.93, 1.10, 及 1.50% *Fe* を添加した試料を用ひて鐵含量の機械的性質に及ぶ影響を更に詳細に研究した。*Fe* 含量の増加と共に抗張力, 硬度, 伸が一様に減少し調質温度のより高い程抗張力, 伸の減少が著しかつた。即ち 1.1% *Fe* では抗張力の減少は 500°C で約 10%, 540°C で約 16% であつた。鐵含量の少いもの (0.22~0.52% *Fe*) では調質温度の上昇する程 (500~540°C 迄) 抗張力が一様に増加し, 一方鐵含量の多いもの (0.93~1.50% *Fe*) では實際には不変であつた。硬度は鐵含量に關係なく調質温度の上昇と共に増加した。又加工度を大きくしたものでは鐵含量の増加と共に調質温度に關係なく抗張力は減少した。

本論文の著者は *Cu* を 4~4.5% とし他の合金成分殊に *Si*, *Mg* の含量を比較的高くして中間合金の添加により *Fe* 含量を 0.5% から約 0.1% 毎に 1.1% 迄のものを作た。即ち差物の量を 200kg づゝにしそれによつて實際上の條件を満足し得た。合金塊を加工して種々の断面積のものに仕上げ之等を鐵含量に關してその機械的性質に及ぼす調質温度の影響を検べた。

合金の作成—合金の作成には電熱傾注式爐を用ひ 1,700kg を熔解した。最初の熔解物の化學的組成は第 1 表中に A なる記號で示した。この中 200kg を取出し残りの湯に中間合金を加へて鐵含量を約 0.6% 迄高め更に 200kg を取出し斯くの如き操作を繰返して *Fe* 含量を 1.1% 迄高めた。各合金の湯からは夫々徑 200mm, 長さ 900mm のインゴットを 3 本作た。鑄造條件は第 2 表に示す通りである。D 及 E にパイプが現はれたのは鐵含量の増加と共に熔解し難くなつた爲と考へられる。F の場合は速かに鑄込む事によつてパイプの主成を防止した。斯くの如くして作た A から F の各試料の上部, 中部, 下部より厚み 10mm の圓板を取り夫々 K (Kopt), M (Mitte), F (Fuss) と記名した。之等の K, M, F に就いて金屬組織學的及化學的試験を行た。

第 1 表 熔解物の化學組成

試料	<i>Cu</i> (%)	<i>Fe</i> (%)	<i>Si</i> (%)	<i>Mn</i> (%)	<i>Mg</i> (%)
A	4.26	0.51	0.60	0.85	0.81
B	4.40	0.62	0.60	0.86	0.88
C	4.34	0.73	0.67	0.81	0.88
D	4.24	0.86	0.66	0.82	0.70
E	4.44	0.98	0.69	0.70	0.88
F	4.20	1.08	0.67	0.78	0.88

切り取れた残りの下半分を 40°C 以上に加熱して夫々徑 14.8, 26, 50mm に鍛造し更に冷間引抜きを行つて徑 14, 25 及 49mm にした。再び之等鍛造棒の両端部及中央部より試片を取り金屬組織及化學的試験にかけた。斯くして得た鍛造棒の中徑 14 及 25mm のものから數個の試片を切り取り夫々鹽浴を用ひて 540, 490, 500, 510, 520, 540°C で調質した (この場合温度測定は充分注意して行

第 2 表 鑄造條件に關する記述

鑄塊記號	鑄造温度 (°C)	金型温度 (°C)	鑄造時間 (分 秒)	狀	態
A 1		58	4 30	良	好
A 2	718	48	4 30	〃	〃
A 3		46	4	〃	〃
B 1		59	4	〃	〃
B 2	705	66	4 10	〃	〃
B 3		58	3 44	〃	〃
C 1		63	4 6	〃	〃
C 2	710	68	4 6	〃	〃
C 3		69	3 50	〃	〃
D 1		60	4 20	上部にパイプを生ず	
D 2	720	55	4 18	〃	〃
D 3		72	4 18	〃	〃
E 1		60	4 18	〃	〃
E 2	720	64	4	〃	〃
E 3		71	4 15	〃	〃
F 1		52	3 42	良	好
F 2	715	66	3 43	〃	〃
F 3		78	3	〃	〃

つた)。各試料を室温時効せしめた後徑 14mm のものは之を削て徑 12.8~13.0mm, 長さ約 15cm, 徑 25mm の方は同様にして徑約 15mm, 長さ約 15cm の棒となした。之等の試験片はそれから約 4 週間の後, それ故完全な時効状態に於て機械的試験に付した。一方 49mm の鍛造棒は電氣爐で皆 550°C で焼戻した。

化學試験—初めに鑄造棒から切り取た圓板の中心部及外周部より 10gr づゝ取て *Cu* 及 *Fe* に關して偏析を検べた。*Cu* 含量は常に外周部の方が中心部より幾分高いが鐵含量の高いものではこの差が少となる。鐵の偏析は殆んど認められなかつた。

金屬組織 a. 鑄造組織—上記圓板を破壊したるに D, E, F の破面には細い明るい針狀の線が肉眼で認められ且鐵含量の上昇と共にこの線の數は増加して居た。この事實より *Fe*-*Al* 化合物が析出して出來たものと結論する事が出来る。この他には組織的に何等本質的相違は認められなかつた。腐蝕液には硫酸, 鹽酸, 及非化水素酸を用ひた。A, B, C は殆んど均一な結晶粒を示し只 A の鑄造棒の上部から取つたもののみがその中心部に粗大な組織が認められた。D, E, F に於ては上部及中部の組織が粗大であつた。結晶粒の發達は合金 F が最も著しく鑄造棒の下部から取たものにも見られた。尙 A, D 及 F に於ては粒の粒大化が環狀帶をなして現はれて居た。

鑄造棒から切り取た圓板を今度は長さの方向に切りその面を研磨して組織を検べた所 C, D, E, F には針狀又は板狀の析出相が現はれており且この相は鐵含量の大なる程増加してゐるを認めた。よつてこの相は *Al*-*Fe* 化合物と推定される。偏析は顯微鏡に認める事は出来なかつた。*Al*-*Fe* 化合物以外にすべての合金に緩冷による不均一組織が見られ *Cu*-*Al*<sub>2</sub> の細い析出相は部分的に結晶粒を縁取り或は結晶粒中に線狀に分布してゐた。

b. 徑 14mm の鍛造棒—焼入温度 520 及 540°C ではその断面に罅隙が認められた。腐蝕するとすべての試片が細粒組織中に鍊形の粗粒帶を示したが之は不均一な壓延の爲に焼戻により再結晶を起したのである。この場合も鐵含量の増大と共に異種相が増加するを認めた。調質温度の影響としては未だ腐蝕せざる研磨面上に, 結晶粒の周縁に異相が明かに存在し而も 520°C では尙非常に細いのに 540°C では既に粒大になつてゐた。混合酸液で腐蝕して見ると 450 及 490°C では未だ流動組織が存在し, 500 及 510°C では之が消失しはじめ 520°C では全く消失し終てゐる。依て 490°C 迄は尙鍛造組織が存在し 500°C 以上になつて再結晶による粒の生成が行は

れるといふ事が出来る。

c. 径 25 mm の鍛造棒—前同様の研究方法によつた、この場合も 520 及 540°C で焼戻し之を焼入れると肉眼的及顕微鏡的罅隙が現はれ且各試片共粗大な鎌形の再結晶帯が周辺部に認められた。この場合にも亦明らかに結晶粒の境界に析出相が現はれており一部は可成大きく発達してゐた。鐵含量に比例して鐵化合物の増加してゐるのは前同様で D 以上のものでは可成大きな形を示してゐた。腐蝕した顕微鏡組織も亦同様である。

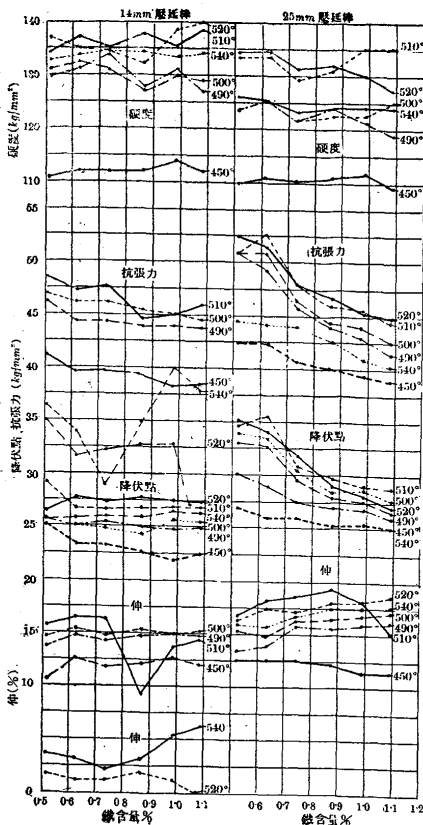
d. 径 49 mm の鍛造棒—調質温度は 500°C だけでこの場合肉眼的にも顕微鏡的にも罅隙は認められなかつた。結晶粒の大きさは鐵含量の増加すると共に増した。腐蝕せずに見た顕微鏡組織には D 以上の研磨面に鐵化合物の粗大な析出相が出ており組織的には前二者と何等根本的な相違は示してゐなかつた。

e. 各種合金の冷却曲線—冷却曲線に於て停止點が 630 と 504°C の 2ヶ所にあり各合金に於てその位置に變化のない事から本實驗に用ひた含量の範圍内では鐵は停止點の位置に影響がないと結論出来る。

機械的性質

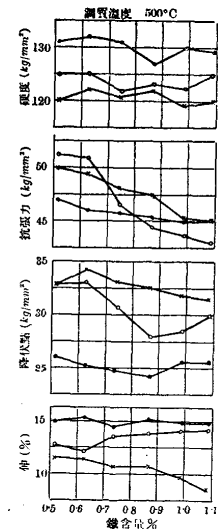
a. 鐵含量の影響—加工度最大の径 14 mm の試料では調質温度 500°C 迄は實際には抗張力、降伏點、伸に何等の影響はない。510°C では 0.86% 及 0.98% Fe の合金に於て抗張力、伸の平均値は低下し各實測値は變動が大きくなる 520 及 540°C ではあらゆる鐵含量のものに對して抗張力及伸の各實測値の變動が著しくなる。降伏點の値は鐵含量を比較的大きくしても本質的には變化がない。加工度中間の径 25 mm の鍛造棒は鐵含量が比較的大きく調質温度 490~

第1圖 Al-Cu-Mg 合金壓延棒の機械的性質

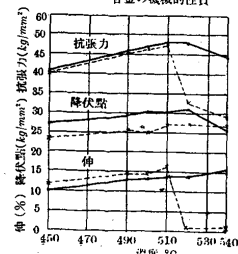


第2圖 Al-Cu-Mg合金壓延棒の機械的性質

× — × 49 mm 壓延棒  
○ — ○ 25 " "  
● — ● 14 " "



第3圖 鐵含量0.73% Al-Cu-Mg合金の機械的性質



540°C の範圍では抗張力、降伏點の著しい低下を示す。この低下は約 7 kg/mm<sup>2</sup> に達する。而して 450 及 540°C では抗張力及伸の値は著しく低く只然し鐵含量の影響は小さくなる。この場合各合金共伸の個々の値は可成變動があつたが各平均値に就て見ると鐵含量による伸の相違は小さい。

b. 調質温度—450°C では機械的性質を示す諸數値が低い事からして熱處理効果が未だ現はれて來ない事が分る。加工度の異なる時(径 14 mm)には鐵分に關係なく抗張力及伸が 510°C 迄は増加する。それ以上の温度では機械的性質が急激に悪化する。降伏點は鐵分に關係なく調質温度の上昇と共に過熱範圍(540 及 520°C)に於ても上昇する。加工度の餘り大ならざる場合に抗張力及降伏點は 520°C 迄は増加するがそれ以上の温度では著しく減少する。伸は鐵分の多少にかゝらず調質温度と共に増加し過熱範圍に於ても加工度大なる径 14 mm 試片に於ける如く減少する事はない。加工度大なる場合 510°C で焼き戻すと第 3 圖に示す如く抗張力は急激に減少するが之は W. Kronig の實驗に於ては認められなかつた。

c. 加工の影響—加工度大、中、小 3 種の試料共標準調質温度に於て鐵分 0.86% 迄は加工度の増加と共に抗張力は減少した。鐵含量の低いとき鐵含量の影響は最大で 0.86% 邊では最小である。更に高くなつて 0.98 及 1.08% では 3 種の試料共實際には影響なしといへる、然るに降伏點は鐵分、調質温度に無關係に加工度の増加と共に著しく減少する。伸は標準温度では鐵分の如何にかゝらず加工度と共に加工度大なる径 14 mm 試片では 510°C、以上ではすべての鐵含量に對して抗張力及伸の個々の測定値は可成變動した。然るに径 25 mm 試片ではこの變動が現はれなかつた。

鍛造棒の組織に對する加工の影響としては加工度最大の試片は 510°C で Al-Fe 化合物の細い分布を示し加工度中間のものはまばらな分布であつた。然るに抗張力、降伏點は前者の方が少であつた。

以上本研究は數多くの試片を同一條件の下に於て周到なる注意を以て作製して實驗したものであるが他の加工法を用ひ更に熱處理を變へた場合には又異なる結果が得られるものと思ふ。この問題は更に今後の研究にまたねばならぬ。

(S. O.)

冷間加工を受けたる Al 合金の再結晶に就て (Eastwood L. W., James R. W. and Bell R. F. The Metal Industry, April 14, 1939) 著者は冷間加工を受けたる Al 合金の加熱速度による再結晶粒の大きさの變化に就て述べて居る。

冷間加工を受けたる材料は急に加熱するよりも、緩に加熱する時の方が結晶粒が粗大化することは一般によく知られて居る。冷間加工を受けたる Al 或は Al 合金を熱處理により結晶粒の大きさを調整せんとすれば加熱速度が非常に重要なものとなる。著者は第 1 表の如き 12 の Al 合金につき實驗を行ひたり。今此等の試料は次の如き 3 種に分けることが出来る。第 1 種、常温と固相線との間に於て相が一つのもの。第 2 種、常温にては一相より成り、高温

第 1 表 試料の化學組成

種別	合金%	Cu%	Fe%	Si%	Others%
I	99.95 Al	0.01	0.02	0.01	
I	Al+2Zn	0.01	0.01	0.01	2.33Zn
I	Al+2Mg	0.01	0.03	0.02	2.03Mg
II	Al+4Cu	4.20	0.04	0.01	
II	Al+1Mg <sub>2</sub> Si	0.01	0.02	0.37	0.76Mg
II	Al+0.5Si	0.01	0.02	0.45	
II	Al+8Mg	0.01	0.02	0.02	8.04Mg
III	Al+1.5Fe+0.75Si	0.01	1.59	0.73	
III	Al+3Mn	0.01	0.07	0.03	2.74Mn
III	Al+0.3Ti	0.06	0.14	0.17	0.34Ti
III	99.3Al	0.01	0.41	0.27	
II & III	Duralumin	4.14	0.57	0.20	0.43Mg, 0.44Mn

で二相になるもの、第3種、常温と固相線の間にて全く一相となることなきもの。

最初試料は 3.5×3.5×12" の鑄塊とし 3/4×3/4" の棒に熱間鍛造し後之を所要の厚さにまで冷間壓延をする。この壓延の間には、夫々焼鈍を行ふものとする。この後、563°C 16 hrs の焼鈍を行ふ。冷却は爐中にて行ふ。次に壓下率を 2%、5%、10%、30%、75% の5種にして冷間壓延を行ふ。因みに 75% 壓下率のものは 0.01 mm の厚さとなつた。次で 400°C、510°C の2種に加熱し、所要温度に30分保ち、後水中冷却を行ふ。この際の加熱法は、“緩”“普通”“急”の3部に分けて行ふ。“緩”は試料を爐に入れてから爐と共に温度を上昇せしむるもの(400°C に達するのに 45分、510°C に達するのに 75分を要した)。“普通”は所要温度になれる爐中に試料を入れるもの。“急”は 405°、518°C の熔融鹽浴に試料を突込みたるもの(温度を増加せるは試料を突込むと同時に全體の温度降る故、此の分を加算せるものなり)。

斯の如く 13種の試料に、5種の壓下率、3種の加熱速度、2種の加熱温度にて處理の後、夫々之等を磨き、結晶粒を測定した。結晶粒微細なるか或は異相多量に存在して測定困難なるものに對しては X線廻折法を用ひた。實驗結果を次に記す。

第2表 結晶粒の平均の数/mm<sup>2</sup>

合金	壓下率%	最後の壓延前の結晶粒の数	400°C 加熱			510°C 加熱		
			緩	普通	急	緩	普通	急
第 I 種								
99.95Al	2	121	121 <sup>a</sup>	121 <sup>a</sup>	121 <sup>a</sup>	2	2	4
"	5	"	16	16	16	4	4	4
"	10	"	25	25	25	4	6	4
"	30	"	36	36	36	4	9	4
"	75	"	25	25	25	4	6	2
Al+2Zn	2	144	144 <sup>a</sup>	144 <sup>a</sup>	144 <sup>a</sup>	1/2	1/2	1/2
"	5	"	1/2-144 <sup>b</sup>	144 <sup>a</sup>	144 <sup>a</sup>	1/2	1/2	1/2
"	10	"	4	4	9	2	2	2
"	30	"	16	16	16	2	2	2
"	75	"	16	16	16	2	2	2
Al+2Mg	2	225	225 <sup>a</sup>	225 <sup>a</sup>	225 <sup>a</sup>	2	2	5
"	5	"	9-64	16	16	4	7	7
"	10	"	64	64	64	9	9	9
"	30	"	100	100	100	9	9	9
"	75	"	196	196	169	7	7	9
第 II 種								
Al+4Cu	2	4,000	4,000 <sup>a</sup>	4,000 <sup>a</sup>	4,000 <sup>a</sup>	9	16	16
"	5	"	1	145	145	16	16	16
"	10	"	4	210	325	16	16	16
"	30	"	225	785	1,150	25	25	25
"	75	"	1,025	2,304	2,704	25	25	25
Al+1Mg <sub>2</sub> Si	2	550	550 <sup>a</sup>	550 <sup>a</sup>	550 <sup>a</sup>	2	4	3
"	5	"	550 <sup>a</sup>	550 <sup>a</sup>	550 <sup>a</sup>	5	8	6
"	10	"	5	16	25	8	8	10
"	30	"	30	40	145	12	14	8
"	75	"	75	195	250	6	15	4
Al+0.5Si	2	325	325 <sup>a</sup>	325 <sup>a</sup>	325 <sup>a</sup>	1	1	2
"	5	"	1	1/2	1	1	2	5
"	10	"	36	49	64	3	4	9
"	30	"	49	64	64	4	5	9
"	75	"	81	121	100	8	8	8
Al+8Mg	2	225	225 <sup>a</sup>	225 <sup>a</sup>	225 <sup>a</sup>	7	6	7
"	5	"	4-225 <sup>b</sup>	225 <sup>a</sup> 4-225 <sup>b</sup>	225 <sup>a</sup>	7	12	10
"	10	"	16	25	100	12	12	12
"	30	"	64	100	144	25	20	25
"	75	"	64	100	64	7	12	9
第 III 種								
Al+1.5Fe+0.75Si	2	4,625	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>
"	5	u	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>
"	10	"	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>	4,625 <sup>a</sup>	16	36	64

合金	壓下率%	最後の壓延前の結晶粒の数	400°C 加熱			510°C 加熱		
			緩	普通	急	緩	普通	急
"	30	"	144	256	400	400	576	784
"	75	"	1,024	1,296	1,936	1,296	1,600	3,136
Al+3Mn	2	u	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>
"	5	"	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>b</sup>
"	10	"	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>b</sup>	A	B	C
"	30	"	A	B	C	D	E	F
"	70	"	D	E	F	G	H	J
Al+0.37Ti	2	u	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>
"	5	"	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>b</sup>
"	10	"	u <sup>a</sup>	u <sup>a</sup>	u <sup>b</sup>	A	B	C
"	30	"	A	B	C	D	E	F
"	75	"	D	E	F	G	H	J
(市販合金)								
99.3Al (第 III 種)	2	1,930	1,930	1,930	1,930	1,930	1,930	1,930
"	5	"	1,930	1,930	1,930	1,930	1,930	1,930
"	10	"	1,930	1,930	1,930	1/2''d	4	4
"	30	"	25	64	121	100	144	196
"	75	"	256	400	784	484	950	1,930
Duralmin (第 II 種と第 III 種の結合)	2	8,450	8,450	8,450	8,450	8,450	8,450	8,450
"	5	"	8,450	8,450	8,450	8,450	8,450	8,450
"	10	"	8,450	8,450	8,450	16	36	40
"	30	"	64	144	400	144	600	1,024
"	75	"	1,024	2,304	5,184	1,932	2,700	5,766

a: 再結晶せざるもの, b: 一部再結晶せるもの,  
u, A, B...J: は凡の X線廻折法により判定せるものにして,  
u: 再結晶せざるもの, A: 最大の再結晶粒を有するもの,  
J: 最小の再結晶粒を有するもの,  
A-J: は相対的の再結晶粒の大きさを示す. (S. O.)

ベリリウムの最近の發達 (Paul M. Tyler, The Metal Industry, April 7, 1939) 米國に於ける最近の Be の發達に就いて述べて居る。最近の此の金屬の生産者の活動と最近實用化されるに至る新合金の發達は著しきものである。Be は 1938 年航空發動機の主要部分の材料に使用された。

Be は各方面より注目されて居る金屬であるにも拘はらず、世界生産高は年 500t に過ぎない。米國內の Be は専ら、The Beryllium Corporation of Pennsylvania, The Brush Beryllium Corporation にて生産される。

Be は殆んど焼鈍鋼に似た硬度と融解點を有し、重さは Al の 2/3 に過ぎず、その皮膜生成性により、大氣に對する耐蝕性も Al と同様に強い。過去に於ては Be を Al や Mg に添加して輕量にして且つ強度大なる合金を作るべく努力されたが實用に供せられる程には行かなかつた。唯、Cu, Ni 等の如き非鐵重金屬の硬化に用ひられたに過ぎなかつた。

純 Be は、X線管球の“Window”ネオンサインの電極、最近のサイクロトロンターゲット等に使用される。1938 年の Be 工業に於ける最も著しき發達は、軍需品關係方面に利用されるやうになつたことである。殊に航空發動機の重要部品材料として使用されたことは注目に値する。

Be 或は 80% の Ferro-Be を使用して、鋼にセメンテーションすることも興味ある問題である。Be は γ-鐵に容易に溶け込む。巧くやれば 20~25 mm の滲炭層を得ることが出来る。このとき Brinell 硬度 1,000 以上にもなると言はれる。

25% Be を含む Ni は、1,100°C 焼入、400~500°C にて引抜加工を行ふと Brinell 600 の硬度を得る。36% Ni 1% Be の鋼は不錆にして、機械加工可能、更にこれは Invar の如く、熱膨脹係數が未だ小さい。Fe とは 9.2% Be, 1,150°C の所で共融體を作る。

米國に於ては最近電機とか小機械に Be を入れて硬化した銅に對する需要が増して來た。此の合金は熱處理前は軟かで靱性に富み、製造も樂で、簡単な處理により硬度と弾性を上げることが出来る。殊に疲労抵抗が大で電氣傳導度が良いので電機用スプリング材として優れて居る。因みに此の Be 合金銅のスプリングに毎秒 230 回の相當繰返し力を與へ、更に非常なる温度の變化を與へたが 20 億回の振動の後でも何等機械的電氣的性質の變化を示さなかつたと稱せられる。

フランスでは毎年約 1t の Be (1kg 3,000 フラン) を出す。伊太利、日本の生産は僅少である。米國とドイツでは世界の Be の大半を合金の形で出して居る。

其他著者は Be の原礦 Beryl (綠柱石) の生産狀況等に就いて述べて居る。(S. O.)

**非鐵鑄造工業に於ける Ni** (Hudson F., Metallurgia, March, 1939) 過去の鑄造工業の發達を省みれば、輕合金は別として銅合金鑄造業は鐵鋼の其れに比して著しい遜色ある事を覺える。其の理由は簡單である。合金鋼や合金鑄鐵の出現に依て鐵鋼鑄造業は一大進歩を遂げたのであつた。其の結果優秀な製品が出て使用者にとつて極めて大なる關心に値するものなり又、鑄造業者にとつても一層の努力が要せられたのであつた。合金鑄鐵の場合を考へるに此れを出発點として、より一層深い技術的統制とより一層效果的な實際の製品方法が興つて來たのである。かう言ふ條件のみでも鐵鋼鑄造業の状態を改善するに充分なのであるが、種々の觀點から問題を考察した技術者の旺盛と研究力が特に指摘すべきである。

かう言ふ次第で銅合金鑄造工業全體を改善進歩せしめる爲には、新しい合金の實際の發達を考察するに際して鐵鋼鑄造業者の仕事を參考にする事が好ましいと考へられる。此れに従て改良された技術的調制が自然と生じ來り、此れが又逆に銅合金鑄造業の大なる進展に寄與する事となる。

銅合金に他元素の添加は漸次重要性を帯びて來た。Ni, Cr, Be 等は特に大なる役割を演じて居る。今代表的な合金の鑄造の實際を概観する目的を以て 5% Ni, 5% Sn, 2% Zn 殘部 Cu なる高級青銅の場合を考へよう。

此の合金の成分はアドミラルティー砲金に似て居る。即ち其の中の 5% Sn を Ni に置換したものである。且つ本合金は熱處理が可能で高抗張力眞鍮と同様な機械的性質を有する鑄物を作る事が出来る。成分として此の合金は新しいものではない。既に期限の切れた 1923 年の英國特許に於ては 500°C 迄の過熱蒸氣に使用する鑄造材として良好なるものとして居るのである。

本合金が熱處理に依り機械的性質を改善される事は Wise が見出したので此れは 1931 年に於てであつた。此の事は 1934 年に Wise 及び Eash の論文に於て述べられて居り極く最近 1939 年度に於て Kihlgren が此れに就て研究を行つて居る。約言すれば 5% Ni, 5% Sn, 2% Zn なる合金は適當に熔解鑄造を行へば次表の如き機械的性質を有する。

機械的性質	鑄放の儘	熱處理
抗張力 ( $t/\square''$ )	21.6	31.2~40.2
降伏點 ( $t/\square''$ )	10.9	22.3~33.0
伸び (2'')	42.0	25.0~5.0
ブリネル硬度	86	140~200

鑄放の合金はアドミラルティー砲金よりも幾分機械的性質は良好である。且つ適當な熱處理に依り此れを上昇せしめ得る。鑄物の製

造に關する限り別に大した難しい所に無く普通の青銅合金に用ひられる技術がその儘適用出来る。

鑄物の品質を改良する爲には先づピンホールや樹枝晶間收縮窩の無いものである事が必要である。普通の商品には、かう言ふ缺陷も其れ程珍らしい事ではないが最高級の性質を示さねばならぬ合金にとつては絶対に避くべきである。此れは Ni 青銅には特に重要であつて。此の缺陷ある限り大なる伸びは望まれない。銅合金鑄物に於ける樹枝晶間收縮窩の發生には一般に次の 3 つが原因と考へられて居る。

(1) 湯道と押湯の位置の不良。

(2) 鑄込温度の不良。

(3) 熔解法又け脱酸法の不適に依る合金のガス吸収

今、最初の點に就き考察するに湯道及び押湯の正確な使用は最高強度及び密度を有する鑄物を得る爲に極めて重要な問題である。然し乍ら此れに就いて書かれた事は非常に稀である。今試験棒の鑄込に就て考へて見よう。此れに關しては未だ多くの改良すべき點があるのである。

1936 年に米國鑄物協會非鐵委員會では 2 種の含鉛砲金に關し其の試験棒の鑄込方法に規定を與へた。此の方法は従前のに比し正しい方向に一歩を踏出して居る事は確かであるが 2 つの缺點のある事が示された。即ち仕上した棒を引張る場合、棒の中心部と肩の部分との機械的性質の差と、肩の部分の密度の低下とから正常な荷重以下で肩の部分から破斷する傾向がある事と、他の一つは湯口から一番遠くで押湯に近い部分即ち熔金が最も冷却された所で常に破斷が起る。而して湯の温度の差は棒が長ければ長い程甚だしくなるので成績は悪化する。此の機械的性質の變化は樹枝晶間收縮窩に依るものと考へられる。

最良の性質を得る爲には鑄物の中で最後に凝固する部分は押湯の方から高温の湯を注いでやらねばならない。

かくの如き試験棒鑄造法は熱處理の状態で使用する 5% Ni 青銅には不適當である。それはいづれにせよ樹枝晶間收縮窩の存在する爲に伸びが出ないからである。此れを改良する爲には試験棒の兩端から湯が流れ込む様にしなければならぬ。

理論的見地から言て何故銅鑄物に於て、鑄込に當り湯道が十分に満される事が不可能の様な太い湯道を使用するか理解出来ない事であるし又同時に鑄滓等を鑄物中に捲込む様な方法をとる事は不合理の様に見える。適當な feeding riser と共に choke gate を使用する事に依て、より優秀な鑄物を得る事が出来る。此の事實は特に Ni 青銅の如く熔解に際して表面に酸化膜を生ずる特殊な合金には必要である。

棒の中央に於て湯の流れが衝突する所に缺陷を生ずると言ふ困難はモネルの如き熔解點の高い合金の場合に於てさへも現場では感じられなかつた。空氣を抜く爲に此の中央部分に“whistler”を置く事は好ましい事である。此の鑄込方法は Ni 青銅やモネルの場合非常に好成績を挙げたが普通の砲金や青銅に用ひても宜しいのである。耐壓鑄物をやつて居る鑄造業者は大體以上の如き鑄込方法をとつて居る。

最大密度と無孔性を得る爲に注意すべき事は、(1) 鑄込温度を適當にする事、(2) 鑄物内の熱及び熔金の適當なる分布を得る事、(3) 最後に凝固すべき大型断面部分に高温なる合金を供給する事、(4) feeding を要する断面に良好な押湯をする事、(5) 押湯中の合金が鑄物中のそれより高温に在る如く押湯を配置する事、(6) 湯の



清潔と鑄込の調節に choke gate を用ひる事。以上の 6 項目に注意すべきである。

著者は次いで鑄込温度に對する注意を述べ、更に熔金の脱ガスに就いて次の如く述べて居る。

合金熔解中は酸化性雰囲気にして置く事は言ふ迄も無い。然し此の難易は使用する爐に依て定まつて来る。

銅合金熔解に最も好ましい爐は電気誘導爐で、就中高周波爐が良い。それは、約 20% 酸素を含む空氣と直接接觸して急速に熔け、過電流に依て此の酸素は熔金中を循環する。有害な他のガスは存在しない。眞鍮鑄工場に於ては 20% 酸素は過度に酸化性あるとは言へない。

弧光型の爐では電流及び電極消費を加減して中性又は還元性雰囲気を選ばねばならない。然し英國に於ては重油又はコークスに依り熔解を行ふのが多い。重油燃焼は恐らく大なる利益があると言へる。それは急速な熔解と酸化條件の調節が容易であるからである。爐頂が開いて居れば排氣の色に依て酸素の存在は認められるし又排氣を分析しても良い。然し加熱に際し酸素を放出する如き熔劑を使用する事に依て酸化條件を容易に得る事が出来る。此れは自然通風のコークス爐に於て特に重要な意味を持つものであつて、コークス爐の場合還元性雰囲気操作する事が多いからである。

$MnO_2$ ,  $CuO$ ,  $Cu_2O$ ,  $BaO_2$  等が此の目的に使用される。Lepps 式脱ガス法は  $Na_2CO_3$  とか  $BaCO_3$  の様な熔劑と酸化物の混合物を用ひるが、此れが最も有効であると考えられる。此れの添加は熔解前に合金と共に装入するか、合金が熔け且つ脱酸劑を添加する中間の所で加へられる。

5%  $Ni$  青銅に於て、新地金を用ひ重油燃焼坩堝爐を以てした時次の如き熔解法をとれば良い。

1. 中等程度の酸化性雰囲気中で  $Cu$  と  $Ni$  を熔かす。
2. 完全に熔けた時 100 lb の合金に對し 3 oz の  $Cu_2O$  を以て酸化する。酸化性熔を 3~5 min 保持する。
3. 100 lb の合金に對し 15% の磷青銅 3 oz を以て脱酸する。
4.  $Zn$  を加へ、次いで  $Sn$  を加へる。
5. 最後に 100 lb の合金に對し 4 oz の磷青銅を加へて完全に脱酸する。被覆物として木炭末を用ひてはならない。(S. O.)

## 9) 化學分析

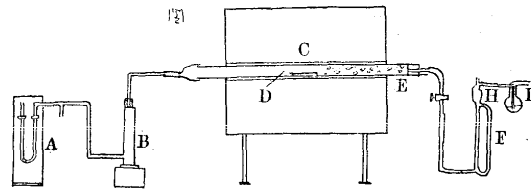
鋼の炭素の微量分析 (K. Alina M. H. & Joseph T. L., Heat Treat. & Forging, Apr. 1939) 現在最も多く使用されてゐる炭素分析は、炭素を  $CO_2$  に燃焼させて石灰曹達に吸収させ秤量する方法である。之は吸収塔の氣壓、擴散度、温度の變化が精密測定を困難にし、又爐に近い分析場では振動の爲、精密測定が難しい。C 0.1% 鋼 1 gr から生ずる  $CO_2$  は約 3.6 mg である。0.002% の精度で C% を決めるには約 80 g の加重で 0.07 mg に感ずる天秤を要する。多量の試料を用ひれば良いがそれは装置を複雑にし、且 C の燃焼と鐵氧化物から  $CO_2$  の擴散に時間がかかる。著者はこの方法を改良する事を考へた。

$CO_2$  を  $Ba(OH)_2$  の標準溶液に吸収させ、標準  $HCl$  で残した  $Ba(OH)_2$  を滴定する容量分析法を考へた。微量分析だから空氣及洗滌水中の  $CO_2$  が入ると誤差が生ずるから次の條件が必要である。

吸収塔は小さく、且滴定はその内部で行はれる事。 $CO_2$  を完全に吸収させる爲に  $CO_2$  は小氣泡として吸収塔を通る事。燃焼期及滴定中溶液は吸収塔内を循環する事。 $Ba(OH)_2$  及  $HCl$  用の小ピペ

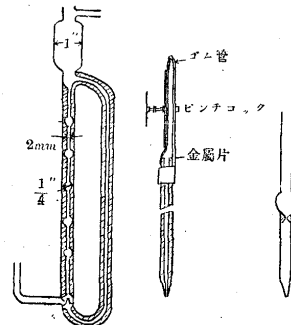
ットを作る事。 $Ba(OH)_2$  を  $CO_2$  のない大氣内に保つ事。

第 1 圖



装置は第 1 圖の如く、A は氣壓計 B は石灰曹達、 $O_2$  を淨化するにそれ

第 2 圖 第 3 圖 第 4 圖



以上の事は行はなかつた。珪石及石棉纖維を燃焼管の出口に置き  $SO_2$  を除き易くする。 $CO_2$  及餘分の  $O_2$  は F なる吸収塔を通り、 $O_2$  は I を通つて逃げ、I は又吸収されなかつた  $CO_2$  を吸ふ。吸収塔は第 2 圖の如し。氣體が管内を上ると、右と左の管内に壓力差が生じ、溶液は右の管を下り、左の管の底から噴出する。この噴出口が左の毛細管に非常に接近してゐるので噴出した液滴はガスの

流れを瞬間的に停止する。かくしてガスの小氣泡が溶液間を上る事になる。管の途中球部はガスと溶液との接觸を大にし  $CO_2$  の吸収を容易にする。 $Ba(OH)_2$  の滴は上部で凝集し又右の管を下り。この液滴の大きさは装置の寸法とガスの流速により加減出来る。燃焼完了後は  $O_2$  の流れが逆滴定の時の攪拌作用をなす。第 1 圖の I なる  $CO_2$  デテクターは約 0.2 N  $Ba(OH)_2$  約 1/4 cc 含み、 $CO_2$  を逃がさず又これが濁て  $BaCO_3$  の沈澱が認められれば  $CO_2$  の吸収が不充分である事が分るからガスの流速を加減する。又之を燃焼管の出口につなぎ、管内に前實驗による  $CO_2$  が残してゐるか否かを知る事も出来る。かくして適當に注意すれば 0.0015 mg の C まで分析し得る。誤差は試料に夾雜物があつたか又  $CO_2$  の擴散の遅い事による事が多い。

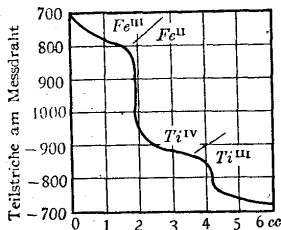
滴定用ピペットは第 3 圖の如し。内徑 2mm、長さ 12.5" の毛細管に長さ 20cm のグラフ用紙を貼る。滴定するには吸収塔の  $Ba(OH)_2$  面の下にピペットの先を入れる。 $Ba(OH)_2$  標準溶液を吸収塔に移すピペットは第 4 圖の如く、狭い切口の表面張力を利用して、溶液を一定の高さまで充し得る様になつてゐる。 $Ba(OH)_2$  の濃度を定めるには、ピペットで 10 回ビーカー中にとつて  $H_2SO_4$  で中和し、 $BaSO_4$  を濾過、秤量する。 $Ba(OH)_2$  の濃度はピペット 1 本につき C の互數で表はされる。試料、ボート等は塵その他炭素のある物と接觸させない様にし、試料は紙製の容器に入れぬ事。試料は約 1g、1mg の精度で秤量する。 $O_2$  は約 4" 水銀柱の壓力で毎分 15cc の割合で送る。全作業に 15~20 分かゐる。

この方法は C 0.1 以下の鋼に限られるが、少し變形すればもつと C の高い鋼でも出来る。又餘分の  $Ba(OH)_2$  は滴定によらず電氣抵抗を測て定量する事も出来る。(S. O.)

電位滴定に依るフェロチタンの分析 (Brintzinger H. u. Rost B. Zeit. f. Anal. Chem. B. 117 Hft 1 u. 2, S. 1) Ferro-Ti の Ti の定量は普通 1) 試料を弗化水素酸と硫酸との混合溶液に溶解し鐵は硫化鐵として、Ti はクッフェロンで落して定量するか、2) 苛性アルカリで処理して水酸化第 2 鐵。含水 2 酸化チタニウムとして Al より分離、更に醋酸ソーダで Mn を除き、アンモニア水で

加へて落し、酸化物として秤量、之を重硫酸カリ熔融を行て溶解、鐵を滴定し、之を引去て  $Ti$  の量を算出する方法に依り行はれてゐるが、兩方法共場合によりけりである。そこで著者等は嘗て鐵と  $Ti$  のみを含む溶液に就て行た電位滴定法を Ferro- $Ti$  の分析に試みた。Al, Mn は何等妨害とはならぬであらうが之が爲には Mn は  $Mn^{II}$  の形である事を要する。Ferro- $Ti$  の分解には 50%  $H_2SO_4$  と過酸化水素との混合物が良い。煮沸して過酸化水素を分解し 250 cc のメスコルベンに入れ 2N- $H_2SO_4$  を加へて標線迄満す。滴定には標準液として約 0.1 N の  $CrCl_2$  又は  $CrSO_4$  溶液を用ひ、その

第 1 圖

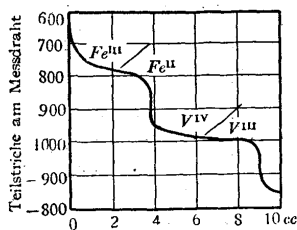
Cl SO<sub>4</sub> 液

Titer は一定量の重クロム酸カリ標準液をとつて決める。滴定は次の如くする。25 cc の Ferro- $Ti$  溶液を滴定容器に入れ、25 cc の 2N- $HCl$  を加へて稀釋、之に硫酸アンモン 7g を加へる。よく煮沸して溶解酸素を逐ひ出し、煮沸中及滴定中は炭酸ガスを通じて空氣と遮斷する。電極には白金線、規準電極として 2 規定甘汞電極を用ひる。滴定液は 85°C に保つ。滴定に於て 2 つの跳躍電位が明瞭に表はされる。第 1 のものは  $Fe^{III} \rightarrow Fe^{II}$ 、第 2 のものは  $Ti^{IV} \rightarrow Ti^{III}$  に對するものである。1/2 cc 宛標準液を加へて豫備滴定を行て見當をつけ本滴定で精確に決める。滴定の結果は第 1 圖の如くである。斯くして 2 度行た結果は  $Fe$  43.33%,  $Ti$  42.49% 及  $Fe$  43.28%,  $Ti$  42.57% で重量法で得た値は  $Fe$  43.18%,  $Ti$  42.55%,  $Al$  5.60% でよく一致する。(T. I.)

電位滴定法に依るフェロヴァナヂウムの分析 (Brintzinger H. u. Rost B. Zeit. f. Anal. Chem. 117B. 1. u. 2. Hft. S. 4.)

Zintl Zaimis の方法に従て  $V^V$ ,  $Fe^{III}$  を含む溶液を  $CrSO_4$  液で滴定する時は、5 價の  $V$  が 4 價に還元されて後電位差曲線は  $Fe^{III} \rightarrow Fe^{II}$  後跳躍を示さず平な連続曲線となる。從て  $Fe^{III} \rightarrow Fe^{II}$  及  $V^V \rightarrow V^{IV}$  を定量する爲には、 $V^{IV} \rightarrow V^{III}$  終了後滴定液を煮沸、蒸留水で 3~4 倍に稀釋し加熱して滴定を續けなければならない。之では甚だ不便なる爲著者等は一度に之等を行ふ様工夫した。即ち試料粉末 0.25~0.30g を濃鹽酸と過酸化水素で溶解、煮沸して過酸化水素を分解後 250 cc メスコルベンに入れ稀鹽酸を加へて標準線迄満す。斯くすれば 5 價の  $V$  は鹽酸と煮沸する際全部 4 價の  $V$  となり、 $V$ 、鐵は定量的に  $V^{IV}$ ,  $Fe^{III}$  の形で存在せしめる事が出来る。かくて  $CrSO_4$  液に依り  $Fe^{III} \rightarrow Fe^{II}$  次に  $V^{IV} \rightarrow V^{III}$  終了後の電位差跳躍を見れば良い。滴定には 25 cc の液をメスコルベンより出し  $N-H_2SO_4$  を加へて 50 cc とし 3 分間煮沸 85°C に保て攪拌し、炭酸ガス氣流下に滴定する。その模様は第 3 圖の如くである。

第 3 圖

CrCl<sub>2</sub> 液

熔鋼中のガス並びに  $FeO$  の分析 (Hare W., Peterson L. and Soler G. Trans. Am. Chem. Soc. for Metals, 25, 1937 p.

889.) 著者等は電氣爐、平爐の脱酸程度や又種々の脱酸方法並びに鋼滓の出鋼時の熔鋼中の  $FeO$  量に及ぼす影響を決定するに有用なガス分析方法を考案。特殊の鋼製造に於て最善の操業を行ふ手段としても甚だ有効にして例へば夾雜物の形は最終脱酸時の  $FeO\%$  の直接函数である事が分た。研究、現場作業兩方面に有益な方法ならんと。試料採取用には長さ 7'~0'', 内徑 3/4'', 重量 11 kg の鋼製試料採取管を作製、之を真空にして置いて汲み出した熔鋼中に挿入、徐々に引き出し冷却せしめ其際發生するガスを捕集して之を Toepler ポンプで集めて Burrell のガス分析装置に送て分析する。CO,  $H_2$ ,  $FeO$  の % をノモグラフに依て求めてゐる。試料採取から成績を求める迄約 20 分を要する。CO 15% 乃至之以上を含む鋼につき實驗した結果、冷却の際殆んど大部分の  $FeO$  は CO ガスとして發生する。從て CO に或る factor を掛けて  $FeO$  の % を出す事が出来る。Bureau of Mines の Al 法を用ひて比檢した結果次の表の如く大體満足な結果を示してゐる。著者のガス法が Al 脱酸後 Bureau of Mines 法に比べて稍低目の値を得てゐるのは脱酸より來る  $Al_2O_3$  夾雜物に因るものと思はれる。次表は C 0.65% の平爐鋼につき兩方法で得た  $FeO$  の値を示す。時々下表の

第 1 表 發生ガスの分析

時間	爐中の C%	CO%	$H_2\%$	$FeO\%$ (計算)	$FeO\%$ (B.M.法)
8:20	1.04	—	—	—	0.118
8:23	—	0.042	0.00037	0.108	—
8:30	1.01	—	—	—	0.178
8:33	—	0.073	0.00083	0.186	—
9:20	0.78	—	—	—	0.178
9:22	—	0.068	0.00180	0.168	—
9:30	0.725	—	—	—	0.160
9:32	—	0.063	0.00050	0.161	—
9:40	0.635	—	—	—	0.178
9:42	—	0.067	0.00035	0.173	—
脱酸後出鋼前					
11:15	0.65	—	—	—	0.079
11:17	—	0.029	0.00080	0.074	—

如き精確な比檢をする事が出来なかつたが之は實驗に於ける不注意か Bureau of Mines 法の  $Al_2O_3$  の分析の誤りに因るものと考え他ない。一般に沸騰激烈の時は  $H_2$  は比較的 low (0.005% 前後), heat が鎮靜された後には往々 0.001% 以上になる。第 2 表は電氣爐鋼の 2 つの type が異なるガス量を示す事を表はしてゐる。高 C-Cr 鋼と低 C-Ni-Mo 鋼である。兩 heats 共 carbide slag では  $FeO$  が減少すると同時に  $H_2$  が増加する事を示してゐる。

第 2 表

試験	時間	發生ガス分析		$FeO\%$ (COより計算)
		CO%	$H_2\%$	
1. Before slag-off	Heat 11,420 1'00C 1.75Cr	0.037	0.000350	0.095
2. 1h under carbide reducing slag		0.015	0.00080	0.039
3. 2hs under reducing slag		0.011	0.00070	0.027
4. 出鋼時		0.010	0.00100	0.025
脱酸剤は取鋼中に加ふ				
Heat 37,932 4.615 Specification				
1. Before slag-off		0.034	0.00027	0.087
2. 珪素脱酸前		0.023	0.00114	0.059
3. Al 脱酸前		0.009	0.00135	0.022

(T. T.)

不銹鋼中の窒素の定量 (Cunningham T. R. and Hamner H. L. Ind. Eng. Ch. Anal. Ed. No. 6 1939 p. 303.) 窒素を含む Cr 鋼の製造には窒素の精確な分析を必要とし之が爲め色々の方法

第 1 表 Ti 及 Cb 不銹鋼の窒素分析

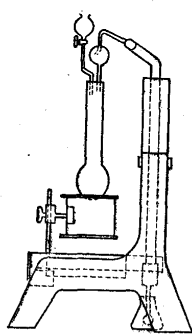
Type of Steel	N酸に可溶	不溶	全 N <sub>2</sub>	Cr	Ni	C	Cb	Ta	Ti	Mn	Si
18-8+Cb	0.031	0.015	0.046	17.81	9.18	0.07	0.75	0.09	≤0.01	0.52	0.36
18-8+Cb	0.15	0.07	0.21	18.18	8.80	0.062	1.10	0.04	—	—	—
			0.22(a)								
18-8+Ti	0.006	0.042	0.048	18.21	9.17	0.158	—	—	1.56	0.31	0.54
24Cr+Ti	0.009	0.300	0.309	23.98	—	0.104	—	—	1.36	—	—
			0.309(a)								
24Cr+Ti	0.011	0.270	0.28	23.67	1.18	0.094	—	—	1.27	—	—

(a) 眞空熔融法

が發達した。Allen の平爐鋼中の化合窒素の定量法及之を改良した諸種の方法中、Jordan 及 Swindell 法(試料を鹽酸に溶かし苛性カリ溶液を加へ蒸溜アンモニアとして一定量の過剰の硫酸中に吸収させ餘分の酸をアルカリ規定液で定量する)は酸に不溶の窒化物を造る Ti, Cb, Ta, W, V, 等を含まない限り、大抵の不銹鋼の分析に用ひられる。従て Cb, Ta, V 等を合金として含む際には、僅か乍ら窒素の一部は不溶性殘滓となつて残る。著者等が不銹鋼の酸に不溶解の部分に見出した窒素の量を第 1 表に示す。

之等は著者等の Jordan and Swindell の改良法に依て行たもので眞空熔融法に依るものとよく一致する。次の方法は 1932 年以來當實驗室で行て來たものである。5g の試料を撻り蓋の出來る 300cc の白金皿に入れ、稀鹽酸(1:1)(アンモニアを含まぬ水、

第 1 圖



比重 1.19 の新しくあけた鹽酸を用ふ) 50~60cc を少量宛、激しい反應が止む迄加へる。48% 弗化水素酸 3cc を加へ湯煎上に加熱して完全に溶解せしめる。若し鹽酸丈で溶ければ弗化水素酸を加へる必要はない。溶解は 150cc の蓋をしたビーカーの中で行て良い。一方に於て 100cc の苛性ソーダ液(500g/l)、花瓣狀亞鉛數個、水 400cc、酒石酸 20g を 500cc の Kjeldahl フラスコに入れる。之に spray trap と blocktin condenser をつける(第 1 圖)。

フラスコ中の溶液を 200cc 蒸溜溜出せしめて捨て、フラスコ中のアルカリ溶液は放冷する。試料の溶液を湯煎より下し放冷、Kjeldahl フラスコ中の苛性ソーダ溶液の中に加へる。アルカリ溶液に豫め加へた酒石酸は鐵及 Cr の大部分を溶液中に保ち蒸溜を容易ならしめる。皿はアンモニアを含まぬ水で 1 回 50cc 位、4 回洗滌する。次にフラスコ内容物を煮沸、200cc を溜出せしめ之を窒素量に應じて 0.02N HCl 規定液 25cc 乃至之以上の中に集める。過剰の酸を 0.02N 苛性ソーダ規定液で滴定する。指示薬としてアリザリンスルホン酸ソーダの 1% 水溶液 2 滴を用ひ、透明な帯黄綠色の完全に消える點、又は始めて褐色に移る點を終點とする。0.02N 鹽酸 1cc は 0.00028g N に相當する。空試験に似た全試薬に就いて行ふ。窒素量少い時は 0.02 規定より稀い液を用ひる。若し試料中に鹽酸に不溶の窒化物を造る金屬を含む時は、上述の如くして造た分解液を 9cm 漏斗で濾過、1% 鹽酸で良く洗滌する。濾液中の窒素は上述の如くして決める<sup>(a)</sup>。殘滓は濾紙と共に 500cc Kjeldahl フラスコに移し硫酸カリ 10g、硫酸銅 1g、硫酸(比重 1.84) 20cc を加へ酸が沸騰せざる程度に發泡の止む迄加熱する。此の分解中フラスコの液面より上の部分を熱しない様にする。次に液を沸騰せしめ溶液が無色となつた後更に 15~30 分間煮沸を繼續する。ついで液を放冷し 200~250cc のアンモニアを含まぬ水を加へ、フラスコ

をコンデンサーに連結、10% 苛性ソーダ液 150cc を加へ此の溶液中の窒素を前述の如くして定量する<sup>(b)</sup>。(a)+(b) が全窒素量である。白試験は試薬、濾紙全部に行ふ。

アンモニアを含まぬ水は次の如くして造る。1,100cc の蒸溜水に苛性カリ 200g、過マンガン酸カリ 8g を溶かし、約 1,000cc になる迄煮沸する。此の溶液を精製せんとする水に 1:10 の割合に加へ蒸溜する。溜出液 100cc を取り之を中和するにアリザリンスルホン酸ソーダ 1% 水溶液 2 滴を指示薬として 0.02 規定鹽酸 1~2 滴以上を要しなければ良い。(T. I.)

11) 雜

1,938 年に於ける米國の鐵屑消費高 (日本製鐵參考資料第 6 卷第 4 號) ワシントン 6 月 13 日 合衆國鐵山局の調べに依れば昨 1938 年に於ける米國の屑鐵國內消費高は 21,344,934t に達し前年に比べ 44% を減じた。

之に對し銑鐵の消費高は 18,504,349t で前年に比し 46% を減じた。尙熔鑪並平爐に裝入した昨年の屑鐵の數量は 1937 年に比し前者は 41% 後者は 45% を減じた。

昨年平爐の屑鐵使用高は 14,607,630t で合計の 68% であつたが前年は 29,414,037t で合計の 69% を占めた。

屑鐵と銑鐵とは國內廣く消費されてゐるが然し大部分は中北部並中部の太西洋沿岸諸州の製鋼中心地に於て消費されるが其の内ペンシルベニア州の消費高が最も大である。

1938 年の屑鐵消費高合計 21,344,934t の内 11,321,341t で自家屑で 10,023,593t は購入屑であつた前年自家屑 19,871,033t 購入屑 18,135t であつた。

1938 年の屑鐵輸出高は約 3,000,000t 前年に比し約 1,600,000 を減じた。1938 年の輸出高は國內消費高の 14% であつたが 1937 年は 11% 1929 年は 1.5% であつた。輸出先の主なる國は日、伊及英國で日本は合計の 46% 伊太利は 14% 英國は 13% を輸入した。表示すれば次の如し。

	1938 年合衆國の屑鐵消費高		増減
	1938 年	1937 年	
屑鐵消費高合計	21,344,934 t	38,006,272 t	- 44%
自家屑	11,321,341 t	19,871,033 t	- 43%
購入屑	10,023,593 t	18,135,239 t	- 45%
銑鐵消費高	18,504,349 t	34,267,312 t	- 46%
平爐の屑鐵使用高	14,607,630 t	26,414,037 t	- 45%
	(合計 68%)	(合計の 69%)	
輸出高	3,003,523 t	4,096,590 t	- 26%
	(消費高の 14%)	(消費高の 11%)	

(Daily Metal Trade June. 14, 1939)