

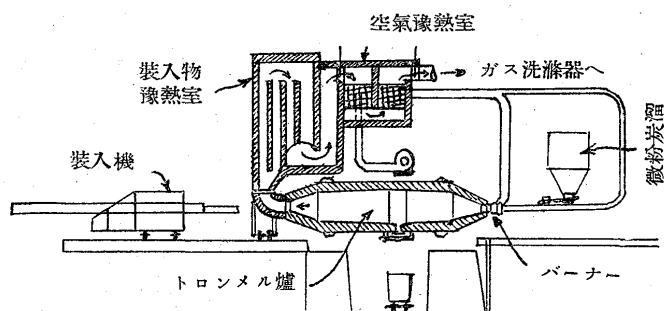
抄 録

4) 鋼及び鉄の製造

トロンメル爐に依る鐵の製鍊 (Eulenstein, F. u. Krus, A. St. u. Ei. 7, Jan. 1937) 最初の試験用トロンメル爐は長さ 7.5m 徑 1.4m にして、シャモット煉瓦の斷熱材の上に 15~20cm の厚さにマグネサイト煉瓦のライニングを施した。爐の一端には徑 410mm の加熱口あり他端には徑 490mm の瓦斯廢出口を持って居る。爐にはウェルツ爐にて豫め Zn を除去せる硫酸滓 (53.18% Fe, 1.5% Zn, 1.18% S) と 22% の粉骸炭を装入し、作業したが、爐温が不十分であつた爲めに爐内には酸性滓と海綿鐵 (94.2% Fe, 0.5% Zn, 1.33% S, 0.85% SiO₂, 0.4% Si, 0.17% Mn, 0.30% C) を生じたるに過ぎなかつた。2回の試験の後金屬製の空氣豫熱装置を設け、之を發生爐瓦斯にて加熱し 400°C に豫熱することとした。其の結果鐵の一部は熔融し、從て爐の吸氣側にある裝入口の位置の不適當な事が分た。鐵の成分は C 0.6%, Mn 0.15%, S 1.9% で Zn は完全に蒸發した。

其の後爐の形狀を變へて兩端を圓錐形に絞リ又微粉炭加熱装置も經驗より大いに改善を施した。廢ガスは最初は Zn 蒸氣を持たまゝ外氣中に放棄せしめ、その後餘熱利用の意味で裝入物豫熱設備及び空氣豫熱設備に導きて是等の豫熱に利用する様にした。從て爐のライニングに有害なる裝入物中の水分も全く無くなり 300°C に豫熱せられる様になつた。裝入機は平爐用と同様なものを使用し、廢氣口と裝入物豫熱装置の間には可動式の彎曲箱あり、之に裝入口が付いて居る。第 1 圖は此の爐の系統圖を示す。

第 1 圖



1932 年 12 月より始めた實驗では亞鉛を豫め除去せる原料 (Zn 15%) の代りに Zn 9% もある硫酸滓をそのまま装入した。装入配合は燒結鐵 3,000 kg (S 0.2%) 粉骸炭 1,200 kg, 石灰石 180 kg とし還元完了後流動性鐵滓を注意深く爐を傾けて爐外に排出し 150 kg の石灰石と 30 kg の螢石の添加によりて第 2 鐵滓を作て作業をした斯くして製造せる鐵は 98.1% Fe, 0.23% S, Si 痕跡, 1~1.4% C, 0.2~0.4% Mn の成分を有し、又第 1 鐵滓の成分は約 3~8% Fe, 29% Si, 20% CaO, 30% MgO であつた。MgO の多いのはライニングの著しく腐蝕せられた事を示すものである。斯様な研究に依て鐵石中に Zn のあることは製鍊上無害なることが分たので硫酸滓をドワイトロイド燒結機で焙燒せるものを、その後装入することにした。そして 1933 年の初めまでライニング剤の研究を行った。普通のマグ

ネサイト、特殊マグネサイト Magnesidon デルコン、クロム鐵マグネサイト Radex 煉瓦其の他酸性のスタンプもやつて見たが 1933 年 4 月に初めてドロマイトのスタンプを試みた。是等の研究によつて製鍊法は著しき進歩を遂げ、今や本法製品の用途と性質が問題となるに至た。Rhein-Westfalia の或る工場に於て電氣爐に依る熔解試験の結果 3t 爐に於いて第 1 表の如き鋼を得た。

第 1 表 硫酸滓を原料とせる粗鋼及び仕上鋼の成分

成分 (%)	試験 I		試験 II		試験 III	
	粗鋼	仕上鋼	粗鋼	仕上鋼	粗鋼	仕上鋼
C	0.40	0.30	1.17	0.21	1.57	0.21
Si	痕跡	0.56	痕跡	0.34	痕跡	0.21
Mn	0.04	0.79	0.04	0.60	0.04	0.60
P	0.006	0.010	0.007	0.010	0.01	0.011
S	0.348	0.018	0.304	0.013	0.25	0.013

これによつて良い脱硫滓を用ふることにより S は急激に除去せられることが解る。Si, Mn の高くなつたのは湯出し直前に FeMn, FeSi を入れて特殊の鑄鋼部分品を作らふとしたからである。又他の工場に於て第 2 表の如き鋼を作り、結局合計 90t の鋼を各所で夫々の目的に應じて製鍊した。其の成績良好なるを以て 1934 年 5 月の研究を基礎として、始めて大工業設備を建設するに至た。

第 2 表 硫酸滓より製鍊せる各種の鋼の成分

	C %	Si %	Mn %	P %	S %
肌燒用軟鋼	0.04	—	0.06	0.004	0.018
冷間壓延用鋼	0.12	0.13	0.27	0.019	0.024
工具鋼	0.87	0.29	0.35	0.011	0.016
變壓器用鋼	0.08	4.44	0.12	0.008	0.006

更に各種の原料について此の方法を研究し、用途の廣いことが分た。

1934 年の暮に作た爐は長さ 10.5m 直徑は太い部分で 3.8m 兩端は前記の爐と同じ圓錐狀に絞て居る。この爐長では一方のみの加熱は不適當で、やはり平爐の如く兩端より交互に加熱する様になつて居る。交番加熱の方法は爐が回轉床上に在りて、固定せるバーナーと廢氣道の間で回轉することにより、交互に兩方より加熱せられる様になつて居る。爐は又水平軸によつて傾斜することが出来る。ライニング用ドロマイト 100t を要し、爐内容積は 15m³ である。爐の加熱は近い中にガスを使用するつもりである。S 5% を有する硫酸滓はドワイトロイド燒結機にて特殊の作業により S 0.1% まで下げられ、燒結鐵の成分は 48% Fe, 15% SiO₂, 8~9% Zn, 0.1% S, 2~3% CaO+MgO で之に適量の還元用粉骸、石灰を混合し、之を爐に装入して製鍊を行ふのであるが、最近の例を見ると、装入に 20min 加熱に 1 1/2h 亞鉛除去並に鐵の一部分還元 4h 残りの鐵分還元 1/2h 鐵滓及び鐵の爐出しに 1h 合計 7 1/2h にて 1 操業を完了す。爐温 1,400°C にて作業す。湯出時間の長いのは大きい取鍋が無いためである。装入配合は燒結鐵 100 粉骸 35 石灰 60 の割合で加熱用微粉炭は鐵に當り 600 kg を要す。現在は 1日に 17t の鐵を製造して居る。

現在 Stürzelberg で製鍊して居る銑鐵の成分は第 3 表の如く、そ

第3表 Stürzelberg 製特殊銑の成分

破面 種類	鼠斑銑		白斑銑			白銑			
	IaS	Ia	Ib	IIa	IIb	IIIa	IIIb	IVa	Va
C	4.4~4.8	4.4~4.8	4.4~4.8	4~4.4	4~4.4	3.5~4	3.5~4	3~3.5	2.5~3
Si	0.015	0.015	0.015	0.015	0.015	0.015	0.015	0.015	0.015
Mn	0.2~0.4	0.2~0.4	0.02~0.4	0.02~0.04	0.02~0.04	0.2~0.4	0.2~0.4	0.2~0.4	0.2~0.4
P	0.01~0.03	0.01~0.03	0.01~0.03	0.01~0.03	0.01~0.03	0.01~0.03	0.01~0.03	0.01~0.03	0.01~0.03
S	<0.01	0.01~0.015	0.015~0.025	<0.015	0.015~0.025	<0.015	0.015~0.025	<0.025	<0.025

の時の鑄率成分は 27% SiO_2 , 5% Al_2O_3 , 57% CaO , 3~5% MgO , 3~5% Fe である。

鑄率は高石灰なる故 Lurgi-Chemie その他に於ける澤山の研究によつて高級ポートルランドセメントの製造に適す。

此の Stürzelberg 法の特徴を示せば燃料として粉炭、微粉炭その他下級燃料の使用及び還元劑としても良質のものを要しないこと。設備費の低廉なること、製品が電氣爐鋼或ひは銑鑄物の原料に適すること、又原料鑄石の粒度も拳大より微粉までのものを豫め焼結或ひは亜鉛除去を行はなくても使用出来ること等である。又本法によつて低品位 Mn 鑄より FeMn の製造可能なることも重要な事項の一つである。(F. K.)

5) 鐵及鋼の鑄造

可鍛鑄鐵の現状 (Plant. H. Fon. Tra. Jon. Nov. 19, 1936, p. 400) 現在英國の可鍛鑄鐵工場数は 85 工場で其の年産高は白心黒心を合はせて 70,000t であるが米國には 108 の工場があり其の年産高は 605,750t で別に自家消費の 100,000t を合計すると正に英國の 10 倍に及んで居る。

昔に比して製造の原理が非常に明瞭に成り且生産費を益々下げねばならぬ成たので今日白心鑄物に於ける著しい變化として鋼屑の利用が盛んに成て來た。從來可鍛鑄鐵の熔解材料と言へば鋤銑及び白銑に限られ而も其の C が 3.0% 以上を必要條件としたので有るが今日の製造智識を以てすれば C は低い方が良好で又白銑鐵の使用量を減らして灰銑及び鋼屑を使つた方が經濟的に行く。併し斯くの如き混合装入は成分にムラの無い高熱の熔湯を作る事が甚だ六か敷いので装入物の検査は勿論熔解中絶えず周密な注意が要る。鋼屑の使用量は工場の都合で異なるが先づ 25~30% が安全で有る。高珪素銑を使ふ場合には鋼屑を増し又低炭素精鍊銑を用ゐる場合にはキウボラ内の S 吸収量を最小限度に止め S, Mn の平衡に注意せねばならぬ。

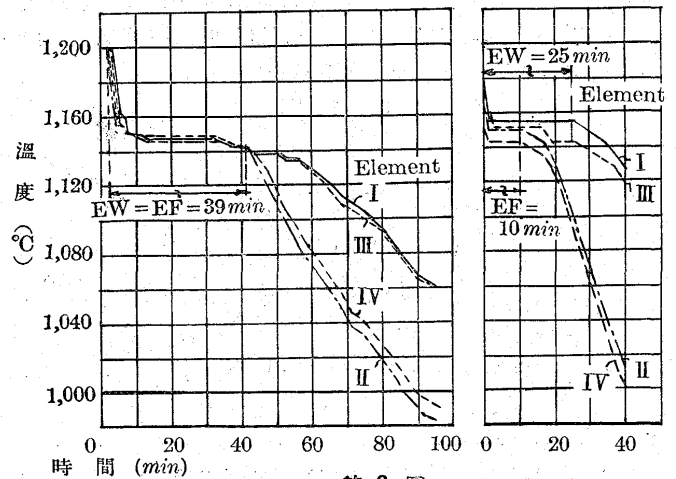
以上の混合熔解をルツボやキウボラよりも一層安全確實に行ふ目的で種々の改良爐が考案されて居る。即ちバランストブラスト熔銑爐、セッシ廻轉爐及びスタイン廻轉爐が其れで有る。ブラケルスペルヒ爐及びセッシ爐は微粉炭を燃料とし前者は尙重油或は瓦斯を用ゐる事が出来る。スタイン爐は重油のみを燃料とする。其の中最も流行して居るのはブラケルスペルヒ爐で米國に最も多く獨逸之に次ぎ英國では最近來利用されて來た。佛國及び獨逸には數年前迄二重式熔解法が用ひられ英國には未だ其の例を見なかつたので有るが廻轉爐の出現に依り二重式熔解は影をひそめて居る。

米國の黒心鑄物熔解は反射爐に鋼屑を使用しキウボラや電氣爐には鋼屑を餘り使は無いのが普通で有る。従て米國に於ける熔解材料は銑鐵が主で其の平均成分として Si 1.0~2.0, Mn 0.75, S 0.05 以下 P 0.20 を有するが最近 C を低くし Si を 2% 以上にする向が多い

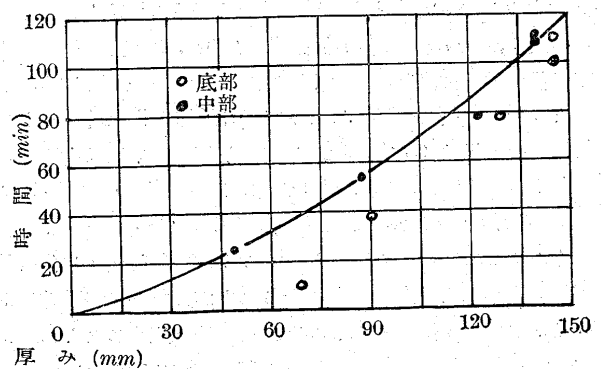
黒心鑄物の熔解に獨逸は平爐を多く採用して居るが米國の平爐は全熔解爐数の 3% に過ぎず現在獨米共にブラツケルスペルヒ爐に轉換しつゝ有る。電氣爐の直接熔解は高價に付いて可鍛鑄鐵に向かない。尤も今日英國に一工場米國に三工場其の例が有るが何れも生産費を安くする目的で鑄鋼にも併用して居る有様である。併し電氣爐も他種の爐と連結して二重式又は三重式にすれば經濟的に使用出来る。三重式は米國に用ひられキウボラで熔かした熔湯をコンバーターで脱炭し最後に電氣爐で脱硫脱酸及び成分の調整を行ふ仕組に成て居る。三重式は大量熔解に適し二重式は少量熔解に良い。併し廻轉爐が出現して以來此の二重式はキウボラ及び廻轉爐より成る二重式に變りつつある。(南)

注入時に於ける鋼塊の凝固時間 (Knehaus, K. U. N. Berndt, St. Ei. 27. Aug. 1936.) 鋼塊は注入に際し、何時間位で凝固するかを調べるために鑄型の中間部(高さの半分の位置)に 2 箇所、下より約 150mm 位の底部に 2 箇所孔をあけ、石英管で保護した白金-白金ロヂウムのエレメントを外側から差し込み 3~5 分間おきに温度を測定して凝固時間を見出したのである。實驗に使用せる鑄型

第1圖



第2圖



は次の4種類である。

種類	重量	底部の厚み	中間部の厚み
1 65 cm 鑄型	5,840 kg	145 mm	140 mm
2 49 cm 鑄型	3,250	128	122
3 32 cm 鑄型	1,950	90	89
4 17 cm 鑄型	341	68	49

第1圖は 32 cm 型及び 17 cm 型の温度をそれぞれ左圖、右圖に示したものである。圖中 I, III, は鑄型の中間部、II, IV は底部から測定した結果である。

同様な試験を他の鑄型 65 cm, 49 cm に就いて行ひ、得た平均凝固時間は次の如くである。

	平均凝固時間				
	Ia	Ib	II	III	IV
底部(EF)	111分	100分	79	35	10
中間部(EW)	111	109	79	55	25

第3圖は以上の結果を圖示して得た曲線であつた。(S.N.生)

白銑の注湯温度と湯足に就て (Joseph, C. F. Fon. Tra. Jon. Sept 17. 24., 1936, pp. 215, 231) 本文は熔銑爐及び電氣爐から成る二重式熔解に依る白銑に付いて述べたもので熔銑爐から出た白銑を前床に入れて脱酸し更に電氣爐で過熱する仕組に成て居る。熔湯温度の測定には種々研究の結果3個の光學高温計を使用し其の補正のために標準流計1個及び標準ランプ2個を備へて有る。

著者に依れば熔銑爐の熔解温度は可及的高い方が電氣爐裏附の經濟化學成分の調整並に過熱電力の節約から望ましい。當所では熔銑爐の出湯を 10t 能力の電氣傾倒式底出し前床に入れて脱硫及混合を行てから 3t 能力の取鍋に依て電氣爐へ移入する。處で従來の如き鐵板に耐火煉瓦を捲いた蓋無し取鍋を使ては熱損失が極めて大きく取鍋中の熔湯温度變化が甚大な爲に電氣爐内の過熱温度が嵩み且取鍋から熔湯を急速に取らねばならぬ缺點が有るので、著者は新たに保温材を捲き且蓋を付けた取鍋を設計した。舊式取鍋時代の熔湯温度の變化を記せば熔銑爐の出湯温度 1,480°C 電氣爐の装入温度 1,395°C 電氣爐内の過熱温度 195°C 同出湯温度 1,590°C 之を 1.5t 取鍋に取り更に 500 lb 取鍋に分けたのであるが 1.5t 取鍋の最終熔湯温度 1,500°C, 500 lb 取鍋の最終熔湯温度 1,393°C であつた。處で後述の如く白銑の湯足は 1,440°C 附近から急激に悪く成る。而して新式取鍋を採用した結果は熔銑爐の出湯温度 1,535°C 前床により 3t 取鍋へ移入した時の温度 1,440°C 電氣爐出湯温度 1,555°C 之を 2,500 lb 取鍋に出湯して鑄型輸送機迄運搬した時の温度 1,520°C, 500 lb に移入の温度 1,475°C 其の最終温度 1,385°C と成り、現在では熔銑爐の湯を幅 9' 長さ 24' の蓋付き樋に依て前爐へ 1,530°C で装入し電氣爐で 1,555°C に過熱してゐる。

新式取鍋の構造は 500 lb 取鍋を例にとると鐵板の厚さ 1/4' 其の内側に保温材 1 1/4' を張り其の内側に耐火煉瓦 2 1/2' を捲き其の上に耐火煉瓦で造た 8' x 8' の蓋を付けて有る。1.5t 及 3t 取鍋の構造も耐火煉瓦を厚くしたのみで他は同様である。其の裏附の壽命は舊式が 4 日新式が 42 日で裏附費は新式が舊式の 3 倍に付くが壽命が長いために尠當りの經費が非常に安くなつた。蓋の壽命は平均 4 日である。又取鍋の表面温度は舊式が 455°C 新式が 175°C で有る従て電氣爐内の過熱温度は舊式取鍋時代 205°C であつたのが新式取鍋では 105°C に低下された、斯くて新式取鍋の利用に依て (イ) 熔湯過熱電力が減た事、(ロ) 同電極消費量が減た事、(ハ) 電氣爐の能力が増した事、(ニ) 捨湯が減少した事、(ホ) 注湯取鍋の最終湯の温度が 40°C 増した事、(ヘ) 其他注湯、鑄物作業が總て良好に

成た事等の利益を得る事が出来た。

次に著者は湯足を研究し先づ不廻りに對する鑄型の原因として次の諸項目を擧げて居る。

- (1) 中子。堅すぎてガス抜けが悪い場合
密度が大きすぎてガス抜けが悪い場合
鑄型内で中子が移動する場合
中子取の原型が摩損した場合
- (2) 注湯。亂暴に注入する場合
注湯速度が遅い場合
- (3) 鑄物砂。石炭粉水分の含有量及通氣度が不適當な場合
- (4) 鑄型。鑄型設計の不備
セキ設計の不備

一般に薄物は厚物よりも高温注入を要するがさりとて餘り注湯温度を高くすれば電力及爐體の不經濟に成り且鑄物砂の燒附量を増す故に反射爐では普通最初の湯を大物に注ぎ後で熱が上た頃に小物に注ぐを宜しとする。

著者は更に不廻りに對する熔湯自身の原因として (1) C, Si 及び P の含有量 (2) 装入材料の性質 (3) 曹達灰に依る脱硫程度及び (4) 熔解雰囲気氣を擧げてゐる。而して C は Si や P よりも湯足に著しく影響し Mn は普通の含有範圍では湯足に關係せぬ。装入材料に鋼を混用すると其れ丈熔湯温度を上げねばならぬから湯足が悪くなる。曹達灰に依る脱硫は同時に脱酸をもよくし非金屬介在物を除去する爲に湯足を良好ならしめる。又熔解雰囲気氣も湯足に影響し餘り還元雰囲気氣で熔解したものは湯足が悪く其の逆に還元し過ぎて湯足の悪く成た熔湯を酸化すれば湯足が好くなる。

白銑のモツツル化は注湯温度に支配されるが其れに次の二様がある。

(1) 熔湯を低温から高温に加熱する場合で (2) は高温より低温に冷却する場合である。而して (1) は低温に於てモツツルが出易く高温に成る程モツツルが出難く成るが (2) は例へば 1,950°C の湯を 1,425°C に冷却してもモツツルの出方に大して變化が無い。處で 1,565°C の如き高温注入をやると中子に接した肉薄部分が黒くなり却て肉厚部分が完全に白銑化する事がある、之は非常な高温注入に於て既に熔湯中に析出した炭素が肉薄部分では熔湯に熔け込まない中に急速に冷却する結果と考へられるが、また肉薄部分は熔湯の高熱に依て砂及中子が加熱され其の結果此の部分の冷却速度が非常に遅くなる爲に依るとも説明が付く。其の證據には注湯温度が低い場合に此の現象が絶對に見られない。次に注湯温度と強さの關係に付いては明瞭な數字が得られなかつたが熱間龜裂に及ぶ影響は極めて微弱ながら温度を下げるに従て龜裂が少い事を知た。又注湯温度と湯足の關係は著者の數回の試験結果に依ると温度が下るに連れて 1,435°C ~ 1,460°C より湯足が急激に悪く成る Al 0.01% を添加したものは 1,445°C 附近より湯足が急に減少し Cu 0.75% を添加したものは第1表に示す如

第 1 表

注湯温度 °F	2,685	2,665	2,640	2,620	2,595	2,575
スルパの長さ (in)						
(Cu 無し)	23.0	20.5	21.0	20.0	16.5	14.5
(Cu 0.75% 添加)	20.0	20.0	19.0	18.5	15.0	13.0

第 2 表

注湯温度 °F	2,725	2,700	2,680	2,655	2,635	2,610	2,590	2,570
スルパの長さ (in)								
(P 0.05%)	20.0	18.0	16.0	16.5	12.0	12.0	12.5	7.0
(P 0.10%)	24.0	21.0	19.0	16.5	15.0	14.3	6.3	5.0

く Cu の有無に不拘 1,435°C から急に落ち、又 P 0.1% を添加したものは第 2 表に示す如く 1,428°C から急に低下する。(南)

鑄鐵の熔解に就て (Dawson, S. E. Nov. 19. 1936. p. 393)

熔解爐に對して考ふべき主要な點は燃料の種類、熔解速度、爐の効率、壽命及び鑄物の品質である。各種の熔解爐に於ける熔解費を厳密に比較する事は種々の條件から頗る困難であるが今日一般に使用されて居る大きさのものに就て適當の熔解費を示すと下表の如くである。

キウボラ	微粉炭廻轉爐	重油廻轉爐	電氣爐	ルツボ
10~15s	14~16s	20~25s	50~60s	55~90s

キウボラは未だ鑄物工場の熔解爐として主要な地位を占めてゐるが其の裝入物が銹鐵、銅屑、鑄物屑の如き粗いものに限られるのに反して、他種の爐は穴明け屑、グライ粉、の様な細かい材料を裝入し得る點で熔解費が或程度キウボラよりも低減され又過熱力が大きいため鑄物の組織が一層良好に成り多量の合金元素を容易に添加する事が出来而も化學成分のムラが少い點が有る。尤も近年に至りグリフィン、熱風爐、バランスブラスト爐、ポーメイ爐の如き新式のキウボラが出現されたが其形狀は依然昔乍らの圓筒形を成し骸炭を完全燃焼するだけの空氣を送らねばならない。骸炭比は爐の大きさにも依るが普通 10:1 羽口面の直徑は地金 11~14t に對して 1t² にとる。送風量は理論的には骸炭(但し 90% C) 1t 當り 105t 即ち 140t³ で済むが實際には更に 10~20% 過剰に送らねばならぬ。而して骸炭 1t の發熱量を以て 10t の地金を熔解過熱し同時に熔滓及び爐壁を加熱するには骸炭比を 18:1 とし且高壓衝風を多量に要するが之では湯が非常に酸化されて熔解損失が増し鑄物のヒケが大と成る此の缺點を補ふために骸炭の發熱量を一層有効にする様考案されたのがバランスブラストキウボラで、本爐は送風の分布を良くし熔湯が滴下し乍ら過熱される處の初込層の下部を還元氣にする様作である。詳言すれば充分量の緩かな衝風を骸炭層に送て CO を發生せしめ更に一部の風を上方の羽口から送入して CO を CO₂ に燃焼させるので有る。下表は J. E. Fletcher が測定した爐頂ガスの組成(容量%)を示し本爐が燃焼効率に於て如何に普通型爐に優るかの比較を示して居る。同氏に依れば本爐に依て骸炭消費量を 30~40% 節約出来たと言ふ。

組成ガス	普通型爐	バランス ブラスト爐	完全燃焼
CO ₂	12.8	18.5	20.7
CO	8.9	1.4	0.0
O ₂	0.4	0.6	0.0
N ₂	77.9	79.5	79.3

ルツボは地金と燃料が直接々觸せず従て規格の八釜敷い合金鑄鐵を正確に造られ且熔湯にガスを含まぬ特長が有る。併し熔解費の高く付くのが缺點で爐の大きさに依て適當り 55~90S かり、熔解時間は初回が 3 時間次回より 1.5 時間位である。

廻轉爐は今日の處長さ：幅=2.5~3.0 兩端を絞り、爐體の中央に湯床を置き 2ヶの出湯口を設けて有る。裏附の厚さを外徑 1t に付て 2" にとる。能力は 1, 2, 3.5, 5, 10 及び 15t がある。重油微粉炭又はガスを燃料とする。重油は比重 0.92 位のものを用ひ 1 日 3 ヒートにて 15~20% の燃料を要する。微粉炭は 1 次空氣のみを使用する時は無煙炭或は半無煙炭を用ひ 2 次空氣を併用する時は瀝青炭を用るが其の着火温度は下表の如く揮發分量に全く支配される。

揮發分	7%	13	15	18
着火温度	550°C	400	330	260

微粉炭は 200 メツシュ通過量 75~85% で充分であるが之以上細かく粉碎すれば一層着火し易く成る。所要空氣量は 135~140t³ 或は 105t³ である。裏附材料にはガニスターを用ひ其の組成をシリカ 88%、Al₂O₃ 8%、酸化物 1% として下表の粒度を持たせ比重 2.3、水分 6~8% にする。之を注意深く裏附すれば灰銹で 250 ヒート、可鍛鑄鐵は更に落ち鑄鋼で 50 ヒートの壽命がある。現在では酸性しか用いられず鹽基性は未だ研究時代に在る。微粉炭で 1,500°C の可鍛鑄鐵を出湯するに 2.5 時間、また 1,450°C の灰銹出湯に 2 時間かゝる。重油では之等が一層速く行く。本爐は滓の FeO が 2% 以下と成り湯足が大きく鑄物の強さが優秀である。

30メツシュ	60メツシュ	90メツシュ	120メツシュ	120メツシュ
に残るもの	に残るもの	に残るもの	に残るもの	通過するもの
20~25%	40~45	15~10	5~10	20~10

今 1 日 1 爐を 3 ヒートとする場合の灰銹に對する適當り熔解費を示すと下表の如くである。

裏附材料 (@80\$, 200 ヒート)	工賃	動力 (0.75d)	維持費	石灰石 其他	利子及 償却	合計
2\$ 0d	2.9	1.0	1.0	0.3	4.0	11.0
瀝青炭(微粉炭)(@20\$, 18%)				3\$ 7d		
無煙炭(微粉炭)(@ 24\$, 18%)				4 4		
重油(@ 80\$, 15%)				12 0		
適當り燃料費	1. 微粉炭	15\$				
	2. 重油	23\$				

(南)

6) 鐵及び鋼の加工

テルミット反應の温度 (Wartenberg, H. V. u. Chner, G. W: Z. Elektrochemie, 42 (1936), 293.) 反應熱は Al と O₂, Fe と O₂ との反應熱から計算されるが Fe, と Al₂O₃ の熔融熱は差引かねばならぬ。

反應温度として大體知られてゐる熔融鐵と Al₂O₃ の分子熱で残りの熱量を除すと反應温度は 3,200±200°C となる。此の計算値は實際の場合は種々の條件に支配されて幾分低い値になる。従て熔融 Al は若干の熱を吸収して 2,500°C で沸騰して来る。さらに熔融 Al₂O₃ と酸化鐵は 3,200°C 以下で沸騰を初める。相當の熱量が輻射で失はれる。例へば少くも 100cm² の輻射面を持つテルミット 1kg を使用すると反應時間 10 秒間に於て輻射に依て失はれる熱量は 120kcal である。容器の壁より傳導に依て失はれる實際の損失は反應時間が非常に短いため省略し得る程度のものであるが、若干の熱は熔解に際し容器の壁に吸収される。

その例として 1kg のテルミットを 3mm 厚さのマグネシヤで被覆した粘土坩堝中に入れて熔解し、スラッグを分析した結果 MgO·Al₂O₃ との共晶に相當する 7% MgO を含み此量の MgO の熔解熱量は約 40kcal と考へられる。熔融槽中に Mo 線を挿入してその反應量に依て大體の温度が推定出来る。冷却後 20% Fe-Mo 合金の凝固した滴が Fe-Mo 系平衡状態圖の液相線から 2,200~2,300°C と推定される。本實驗中酸化鐵の完全な還元は Al (25.3%) の精確な計算量では起らないことが證明された。Al 30% 位含有せしめると初めて完全な還元が行はれる。坩堝の底から流出する熔融金屬の温度測定には改良を加へた光學温度計を使用した。

熔融金屬の流れを寫眞に撮り、數種の既知の温度で黒體の輻射に依て生ずるフィルムの黒さを比較して決定してゐる。分光寫眞はテルミットの熔けた流れが 2,250~2,300°C の黒體に相當する灰色の輻射を示した。眞の温度の計算は酸化鐵の吸収を必要としてテルミット容量に對して 2,400±50°C の値が與へられる。(森 永)

焼入焼戻用堅型爐 (Harris, F. E. Metal Progress, Aug. 1936. p. 52~56) 設備面積の関係で必要な爐を設置し得ない場合に堅型爐が有効に利用されるのであるが、本文は此の種類に屬するものゝ設計上の注意並に Buick Motor Car. Co. に設置された2基の實例に就て其の長所と缺陷を述べてある。一般の連続加熱器具の如く個々の應用に對して特殊の問題の如く取扱はねばならない。その主なるものは加熱すべき品物の形状と大きさ、表面保護の程度、生産數量、所要溫度、設備場所の関係による取扱ひの問題、加熱行程前後に於ける作業等である。換言すれば熱處理に對する堅型爐の領域は、多少なりとも標準化された一般型式の爐に比して特殊のものである。幅、高さ、コンベヤの配置、場所取り、品物の出入機構等は目的によつて非常に異なるものである。最も普通で良結果を得る用途は $400^{\circ}\sim 1,000^{\circ}\text{F}$ の比較的低温度に於ける傳導齒車、勢車のリング齒車、コイル及び葉形發條、驅動軸、後部車輛軸その他比較的小物の熱處理である。堅型爐に於ては荷重と荷卸しは一定の場所で行はれ、コンベヤは取扱ひに最も容易な高さの所で作業する、かゝる低温用はソラヒ板による調節、骨組の一般構造、コンベヤ及煉瓦積のやり方は同様である。溫度調整の容易と燃料節約とが卓越せる特色である。厚い反射用の管狀壁に長手に細隙を設けて高温ガスが吹出る様になつた2個の燃燒函が兩側にあり、下方の廻轉軸近くで左右振分けに設置されてある。鋼製ソラヒ板が上方に向て立ち爐を2分して一方が荷重即ちガスを上昇せしめる側、他方が降下側即ち品物を所要溫度に迄上げる側であつて、ガスと品物とは逆の流れ (Counter flow) をしてゐる。即ち燃燒ガスは燃燒室の細隙より出て爐に入り、上昇して品物と逆行し、頂上で折れて隔板の反対側を降下し爐外に出る。斯の如くガスと品物が逆流する爲に加熱効率は最も高く損失熱量を最小に止めることが出来る。燃燒室のバーナーは大小2種を設け、大型は爐の頂上にある熱電對により自動的に調節され、小型は連続して燃燒を行ふのであるが小型のみで爐を所要溫度に保つだけの容量はない。之等2組の比較的小型の燃燒室で、バーナーより供給された空氣-ガス混合物を完全燃燒せしめるに充分である加ふるに特殊の通風を行ふ譯ではない故、相當の背壓を持てゐるが、ガスの通りは非常に順調である。これは鋼製の隔板が迅速に熱を反射して品物に傳へる爲にガスの上昇側と下降側に判然たる溫度差を發生し、從て通風が助長される結果である。荷重と所要溫度に對する適當なコンベヤ速度を持てば、此の2室式は降下室を一定溫度に保持し、上昇室を加熱すればよいのである。

次に枠組と煉瓦積は比較的簡單である。垂直の構造物は鋼製の支へ臺以外は全く開放され、之が品物を出入する場所を作る。絶縁煉瓦の一例が鋼製外筒に對して置かれ、垂直の側面と端面及上面はかたく閉じられる。之に對して底面は全く開かれ、コンベヤと品物の出入が自由である。又底部には燃燒室に通ずる穴2個、上方にはコンベヤ用軸の穴が2個ある。かくの如き構造は組立が容易で維持費が安く、燃燒ガスの漏洩と空氣の浸入を防ぐ。低温用には大抵炭素鋼製のエンドレス、コンベヤを用ふる。これは上方廻轉上のスプロケットで運轉され、此の軸が兩側に掛た鎖及び品物を支へる。下方の軸はコンベヤの廻轉に従ふだけである。スプロケットの設計上注意すべき事は、溫度の變化に伴て起る鎖の伸縮を考慮に入れることである。上方の廻轉軸はコンベヤ及び品物の總重量を支へねばならないから、それ以外の荷重が加はることは出来る限り避けねばならぬ。その爲には上方のスプロケットはやゝ over pitch とし下方のスプロケットは under pitch とせねばならぬ。溫度が $1,500^{\circ}\text{F}$

以上の高温になれば問題は相當變て来る。高温瓦斯或は自熱せる煉瓦積よりの輻射は此の場合の燃燒物質の移動に因る對流よりも熱の傳導を大ならしめるものである。而して薄い鐵板の隔壁を設けても、低温用の場合の如く、室を判然と區別し難い。その代り熱を反射せしめる煉瓦積の隔壁を設けて、それに挿入した品物の受臺を取付ける。高温の場合には勿論加熱せらるべき品物の單位數量に對する熱量が多く必要であるから、熱の利用方法も餘程變て来る。バーナーは爐の下方と上方に設置され、下方のバーナーは大體に於て爐の下部のみを加熱すれば良いが、上方のものは品物を所要溫度に迄上昇せしめるに必要な熱量の大部分を供給せねばならない高温用ではコンベヤの問題もむつかしくなつて来る。低温用には普通の炭素鋼製で充分であるが、高温では耐熱合金を用ひねばならぬ材料の強度は溫度の上昇と共に急激に減少するから、高温ガスに接する部分は強度の點に於ても材料を嚴選せねばならぬ。品物が小さく、加熱時間が短かく、且つコンベヤ用鎖の間隔を廣く取らねばならぬものは高温用に適しない。Buick 自動車會社の作業實例では約 6mm 厚の葉發條を $1,500^{\circ}\text{F}$ に上げ 20 分間で一巡し 1 時間當り $2,500\text{lbs}$ の割合で熱處理を行てゐる。一般に品物の形状が餘り大になり、爐の容量が増せば此の種のエンドレス、コンベヤは實用的でなくなる。(I. K.)

7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

鋼に及ぼす燐の影響 (Ristow., K. Dănes ū. E. H. Schultz-St. ū. *Et.* 6/13. Aug. 1936) 燐の影響に關しては 1800 年未頃迄は單に有害なる成分であつて、出来るだけ低燐の鋼を作ることが必要であると云はれてゐた。當世に至て始めて燐の成分限度が稍々寛大となり、燐の特種のよい性質も認められ、鑄鋼にては 0.08% 迄良い又シートバーの如きも 0.08% が最良であるとさへ認められるに至つたのである。

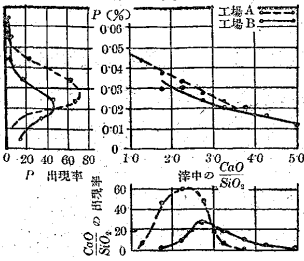
當試驗は Vereinigten Stahlwerk に於いて行つた試験資料を基礎として燐の冶金的、機械的性質を綜合的に調査したものである。

(1) 鹽基度による影響:— 第1圖は A 工場、B 工場の $C 0.2\sim 0.6\%$ の鋼に於いて $Fe-Mn$ 投入前の最終平爐滓中の CaO/SiO_2 と鋼中の燐との關係を示したものである。他の條件を一定にするため注入溫度は $1,430^{\circ}\sim 1,470^{\circ}\text{C}$ 滓中の燐酸分は $1\sim 2.5\%$ の範圍のもののみを集めたのである。

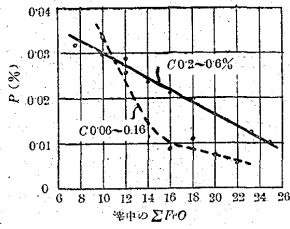
圖に見る如く、A 工場に於いては鹽基度の出現率 $2\sim 2.5\%$ のものが最も多く、B 工場に於いては $2.8\sim 3.5\%$ のものが最も多い。從て燐もそれに俱て、B 工場の方がより少なくなつてゐる。何れにしても、 CaO/SiO_2 の大なる程、燐量は直線的に低下する。

(2) 滓中の酸化鐵との關係:— 燐分が鋼が凝結する際に如何なる形を取るかといふことは難問題であるが、酸化鐵と密接なる關係を有することは一般に知られてゐる。又此の酸化鐵は鋼中の炭素量にも深い關係を有する。第3圖は $C 0.2\sim 0.6\%$ と $C 0.06\sim 0.16\%$ の鋼の $Fe-Mn$ 投入前に於ける平爐滓中の FeO 全量と鋼中の燐との關係を示したものである。圖中實線は $C 0.2\sim 0.6\%$ 鋼で注入溫度 $1,430\sim 1,470^{\circ}\text{C}$ 滓中の P_2O_5 $1.0\sim 2.5\%$ 點線は $C 0.06\sim 0.16\%$ 鋼で注入溫度 $1,450\sim 1,490^{\circ}\text{C}$, P_2O_5 $0.9\sim 1.6\%$ のものを示す。軟鋼の場合には 0.02% から 0.01% に脱燐する場合に僅かに FeO は 11% から 14% に上昇するに過ぎぬが硬鋼に於いては脱燐に備ふ FeO の増加は甚だしい。C. H. Hertly 氏は滓中の全酸化鐵を $FeO +$

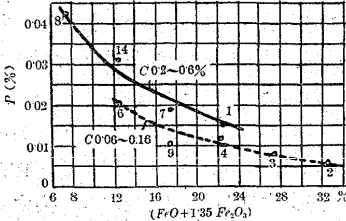
第1圖



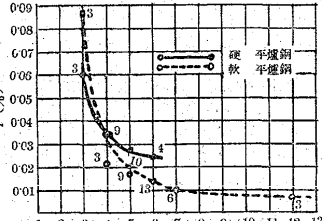
第2圖



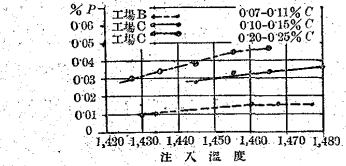
第3圖 平爐鋼



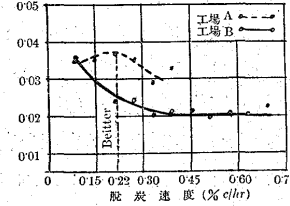
第4圖



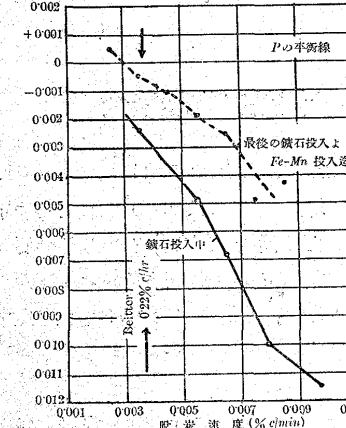
第5圖



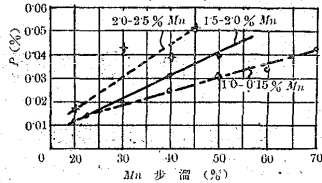
第6圖



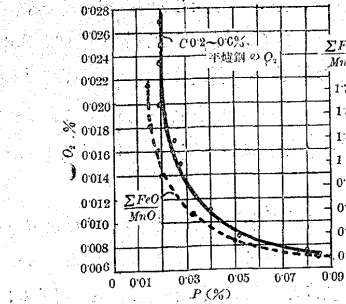
第7圖



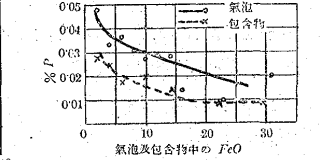
第8圖



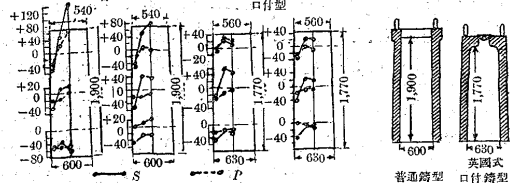
第9圖



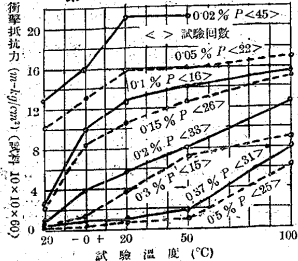
第10圖



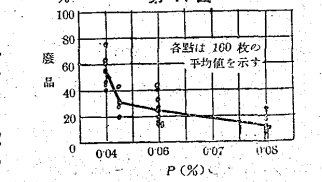
第12圖



第13圖 平爐鋼 (0.14% C)



第14圖



0.9 Fe2O3 とするよりも FeO+1.35 Fe2O3 とする方がより實際的に近い價を得ると述べてゐる。

氏に由り、第2圖を書直して見るときは第3圖の如く双曲線に近い曲線になる。

更に H. Schenck 氏の研究に由れば、特に滓中の遊離 FeO が鋼中の Mn 及び P に密接な關係を有すと述べて居り、此の場合には硬鋼、軟鋼何れも大差ない様である。

何れにしても C. H. Hertly 氏 H. Schenck 氏の研究に由り明かな如く、低磷を標準とすれば(装入その他の條件は一定なりとす)滓中の鐵分の増加は免かれず、從て亦之に比例する鋼中の O2 は高くなり、鋼質不良となるわけである。

(3) 温度の影響:— 鹽基性平爐に於いては脱磷は低温度で速に行はれると考へる。第5圖は注入温度(正確な測定が出来る故、注入時の温度を取る)と磷との關係を示したもので、C. Schwarz 氏の平爐鋼 0.01~0.05% P の範圍で、50°C 温度が上昇する毎に 0.005% P が増すと云ふ試験とよく一致してゐる。

併しながら一般に爐の壽命、注入等を考慮して實際操作してゐる範圍内では温度の影響は他の影響に比して極めて微々たるものである。

(4) 脱炭速度と磷との關係:— F. Beitter 氏は平爐操作に於いて脱炭速度を非常に重大視して居り、鹽基性平爐にては脱炭速度 0.22 C/h を保たせる場合に熔解が最も良好であると斷言してゐる。

第6圖はその脱炭速度と磷との關係を示したものである。A 工場の場合には脱炭速度が減ると從て磷は増加し遂に最高點に達する。而して更に速度が減るとき磷も亦減ずる。この最高點は Beitter 氏の述べる如く、殆んど 0.22C/h の速度となつて居り、磷は 0.037% である。

脱炭速度 0.22C/h 以下なるときは温度の影響を俱ひ磷が却て減ずるのではないかと考へる。然るに A 工場の場合には B とは全く異なり、Beitter 氏の 0.22C/h に最高點を有せぬのである。この理由を調査するために全熔解中に於ける脱磷速度と脱炭速度との關係を出したのである。

第7圖がそれであつて、圖に於いて上部の曲線は最後の鐵石投入から Fe-Mn 投入迄の間の脱炭、脱磷の速度を比較したもので下部の曲線は鐵石投入中に於ける兩者の速度を出したものであるが、後の曲線は温度が低いためか、脱磷速度が非常に速くなつてゐる。この兩者は殆んど平行した曲線で、前の曲線は P の平衡直線即ち P の増減のない直線と 0.19C/h の點で交互してゐる。この値は Beitter 氏の 0.22C/h に近いもので、A 會社の場合には、この點で磷の還元と酸化とが平衡するが、B 會社の場合には高鹽基度、高酸化鐵分のため多少異動するのではないと思はれる。又高熔解温度に於いてもこの磷の平衡が脱炭速度に對して動くと思はれてゐる。要するに 0.22C/h 點は P の平衡を示し、温度、鹽基度等によつて多少異動すると云ふことになる。

(5) Mn の歩溜と P との關係:— 第8圖は Mn の歩溜と Fe-Mn 投入前に於ける鋼中の P との關係を示したもので、温度、滓中の磷酸、炭素等の影響をなくするために注入温度 1,430~1,470°C、P2-O5 1~2.5%、C 0.2~0.6% のもののみを取つたのである。

P 0.015% の場合には投入した Mn の 75% 以上が滓中に入り、鋼質不良を除き得ても經濟的に面白くない。更に Th. Naske 氏は FeO/MnO が Mn の歩溜に影響することを述べてゐる。又滓中の FeO は直接鋼中の FeO 及び O2 と關係を有する故、鋼中の O2 を分

析し、 P と O_2 と FeO/MnO との関係を出して見たのである。(第9圖) O_2 定量には Hot extraction 法を採用したのである。圖で見ると如く O_2 と FeO/MnO との曲線はよく平行してゐる。

尚第8圖と同様に、 P 0.015%以下の場合には O_2 及び FeO/MnO が急激に増加し、酸素の多い鋼質不良の品物が出来易いことを示してゐるのである。

(6) 鋼塊気泡と磷との関係:— 鋼塊気泡は注入中分離した FeO と鋼中の P とに關係すると云はれ、又非金属性の包含物も K. Daeves 氏に由れば鋼中の $O_2(MnO)$ が耐火材料に作用する結果であると云はれてゐる。第10圖は $Fe-Mn$ 投入前の鋼中の P と気泡及び包含物中の FeO との關係を示したものである。

(7) トーマス鋼に於ける P の影響:— トーマス鋼に對する磷の影響は殆んど平爐鋼と同様である故、第11圖に總括して圖示することとした。

トーマス法に於いては磷は單に酸化の際に必要な熱量を一部出すのみでなく、強い還元剤の役をもなし、風によつて爐床を強く酸化させるに拘らず、出来た FeO を還元させ、又同時に Mn を滓から還元させる。 FeO/MnO と磷との關係から見る如くである。脱磷に對しては CaO/SiO_2 が影響することは平爐鋼と同様であるが、特に遊離の石灰と關係が深い。これを調べるため P と滓の量(計算的のものでなく質量による)との關係を出したのである。

P 0.047%のトーマス鋼を作る場合には平均 P 0.063%のものを作る場合に比し滓量は約2倍となる。この點は大いに注目すべきで、多量に石灰分を必要とすることは、結局、歩減の大、製鋼時間の遅延、耐火材料の浪費を來たし、必然的に製造費を高める原因となる。

(8) 取鋼内に於ける磷の増加:— 出鋼に際し、樋、取鋼煉瓦等から SiO_2 、 Al_2O_3 が滓に増加し、又珪素脱酸鋼に於いては脱酸剤が残留するため、磷の増加を來たすことは一般に知られてゐる。P. Bardeneuer 氏等は取鋼中に滓が存在する間は磷は絶えず増加するといつてゐる。従つて特に高珪素鋼(1.5% Si)の場合には滓を取鋼に入れぬ様に努力してゐるのである。磷の増加量に對しては種々な状況により異なるが、當試験では大體次の如き結果を得てゐる。

状 況 磷の變化する最大量

普通平爐にて大部分滓が取鋼に入るとき
0.005~0.025% P 増(C 0.2~0.6%)

傾動式平爐にて滓が取鋼に入らぬとき
0.005~0.012% P 減()

トーマス鋼の場合
0.01~0.03% P 増(C 0.1%以下)

(9) 磷の偏析:— 磷の偏析は收縮管直下に特に著しく存在し、最高平均分析の110%以上にも及ぶと云はれてゐる。この偏析をなくする方法としては口付鑄型を使用し、非脱酸或は半脱酸鋼を注入することが行はれてゐる。第12圖は普通鑄型と口付鑄型との偏析を比較したものである。比較試験に於いて条件を同じにするため、同時に4種の普通鑄型と口付鑄型とに注入し、口付鑄型に頭部まで湯が昇つた時、錘を載せ、頭を直ちに固めて發生した瓦斯のために膨脹の起らぬ様にする。

斯くして出来た鋼塊に於いて、断面上にて縁、中間部、中心部を頭部、中部、底部の箇所に付き分析をなし偏析を調べたのである。

圖に見る如く、普通型に於いては S 140%、 P 60%の偏析を見せてゐるが口付型では S 、 P とも殆んど偏析を認められない。しかも頭部と底部との成分が一樣になつてゐる。最近この種の鑄型が鉄力材等の如く高磷のものに使用されつつある。

(10) 機械的性質:— 抗張力に對する磷の影響に關しては次の如

き文献があるが、種々の条件により一定せぬ様である。

	抗張力の増加 (0.01% P 毎)	鋼 種	磷分の 範 圍	摘 要
H. H. Campbell	0.70	酸性平爐鋼	0.10%	0.06~0.55% C
A. C. Cunningham	0.70	鹽基性平爐鋼	0.055%	0.05~0.34% C
F. Osmond	0.65	トーマス、 平爐鋼	0.100	中軟鋼及び硬鋼
K. Daeves	0.60	トーマス、 平爐軌條鋼	0.03~0.1	他の成分は同じとす
E. d'Amico	0.45	電氣爐鋼 (珪素脱酸)	0.5迄	35mmφ 壓延鋼
J. E. Stead	0.36	0.3% C 鋼	0.3迄	
	0.30		0.3~0.5	
K. Daeves	0.3	40~42, 54~56 kg/mm ² 抗張力平爐鋼	0.01~0.05	他の成分は一定とす
J. H. Higgins	0.3	0.03% C 以上 の Puddel 鋼	0~0.45	
V. Deshayes	0.15	0.3~0.4% C 鋼	0.3~0.4	公式より得たる 數値

伸びに對しては J. S. Unger 氏は 0.12% C の鹽基性、酸性鋼にて P 0.11% 迄大差ないと云てゐる。又 d'Amico 及 Stead 氏は P 0.15~0.35% では伸は P 0.1% 毎に 0.2% を低下し、0.38% 以上になると著しく伸を減ずると述べてゐる。

次に衝撃試験であるが、これは C 0.14~0.44%、 P 0.055% 迄の270回の平爐鋼に對して行つた結果、磷の増加によつて多少落ちる様である。この際特筆すべき點は、温度によつて非常に變化するといふことである。第13圖は脱酸平爐軟鋼に對して試験温度 $-20^{\circ}C$ ~ $+100^{\circ}C$ 、 P 0.02%、0.05%、0.1%~0.5%の各種に衝撃試験を行つた結果である。(實線と點線とは試験せる工場を異にする。) 0.1% P の場合に於いては衝撃抵抗力は $-20^{\circ}C$ で尙 $2.5 mkg/cm^2$ であり、0.05% P に於いては $0^{\circ}C$ 以下の温度でも大した影響はない。0.3% P 以上になると $+50^{\circ}C$ 以上頃から急激に抵抗力は減ずる傾向にある。又 $\pm 0^{\circ}C$ に於いて非常に脆い。以上のことから大略0.05% P 迄は無害であると云ひ得る。

(11) 錆の關係:— 合銅鋼は錆を防止することは一般に知られてゐる。K. Daeves 及び E. H. Schulz 氏等に由れば、磷が存在するとき Cu の被覆膜即ち防錆膜が一層厚くなるといふことである。以上の見地から防錆用の鋼として Cu 0.2~0.23%、高磷或はCorten steel (米國)として0.3~0.5% Cu 、0.1~0.2% P のものが用ひられてゐる。

(12) 實際の例:— 薄板を製造する際に適量の磷に由つて、クツキを少なくし、又全然なくすることさへ出来る。實際に於いて R. S. McCaffery 氏に由れば米國ではトーマスの鉄力材は0.1% P を使用してゐると云はれてゐる。クツキの原因に對して、W. Titze は平爐にても、トーマス法にても P の多いものは $Fe-Mn$ 或はその他の脱酸剤を入れる前に O_2 が少なくなつてゐるためであると説明してゐる。

第14圖は統計上から見て如何なる磷量が最も歩溜がよいかを示したものである。

此の試験材は出来るだけ同じ製鍊、加工のものを取り、種々に磷を變化させて0.22mm板に壓延し切斷部に於ける廢品の量を調査したものである。勿論、廢品はハゲの悪いものばかりではなく、堅いとか、割れとか、壓延疵とか云々凡てを含んだものである。

結果から見て、0.04~0.045% P のものは殆んど屑となり、0.08% P のものが最良となつてゐる。

次に軌條鋼に對しても P の適量に依つて軌條の壽命が増されることは事實であると考へる。1929年軌條鋼の磷低下制度に關して一鐵道技師は C 0.55~0.65%のものに對し P 0.04%に低下することは、

同時に *Mn* の低下を來たし、十年を経ずしてこの制度の悪いことを認識するであらうと述べてゐる。*P* 量が軌條を脆くするだらうといふ懸念に對しては、L. Hancha 氏は *P* 0.1% を有するトーマス鋼が温度振動 80°C のソウイゴットに於いて充分保證されてゐると述べてゐる。

(S. N.)

Ni-Cr 及び Ni-Cr-Mo 鋼に及ぼす V の影響に就て (Abram. H. H. Metal Progress, Jan 1937.) 試験材は 2 組で 1 組は *C* 0.30% *Mn* 0.20% *Ni* 2.0% *Cr* 1.0% で *Mo* を含まず *V* は 0~0.46% 1 組は *C* 0.30% *Mn* 0.65% *Ni* 2.6% *Cr* 0.70% *Mo* 0.65% で *V* を種々の量に添加したものである。

焼入温度を 1,560°F から 1,740°F に上げると *V* を含まぬものは抗張力は次第に減少するが含むものは *V* の含量多きもの程逆に抗張力が次第に増加を示した尙抗張力の變化と共に勿論降伏點、伸び、收縮率、衝撃値等も變化を示すが焼入温度が高い場合に於ては比例限界は特に低い値を示した。顯微鏡組織は各試片共結晶粒の細いソルバイト組織である。尙焼入は 1,650°F から油焼入が最も適當の様である。

V を含まぬ試料を焼入し 900~1,200°F の温度範圍で焼戻を行った處極限強さ及び降伏點比例限界は著しく減少し断面收縮率、伸びアイゾット衝撃値は大に増加を示した、然し乍ら *V* の含有量が 0.15~0.30% の場合に於ては焼戻温度が變化しても機械的性質は少しも變らぬ。他に確證試験を行たが *V* を含むものも含まざるものも同様な性質を示したのである。この理由は $\gamma \rightarrow \alpha$ の變態で出來た α 鐵の中に溶込んだ *V* の炭化物が再加熱により析出する爲と思はれる。*V* の炭化物は鐵の炭化物より γ 鐵の中には溶込み難く或程度 *C* が *V* と結びついた鋼は通常の焼入温度から焼入しても充分の硬度を得難いのである。然し乍ら若し焼入温度を上げて *V* の炭化物を更に溶込ませれば焼入により更に硬度を増加せしめ得る。

扱て此等の鋼に於て *V* の必要な最大量はどの程度にすれば良いかと云ふに色々議論はある、即ち *V* の硬化に對する影響は空氣又は油焼入の焼入温度の變化により變化するといふ者もあり又一方では焼入温度は 1,650°F 以上に上げる事は非常に不利益で比例限界及び衝撃値を減少せしめると云て居るが、*V* のみを含む炭素鋼に於ける如く明らかにその機械的性質に及ぼす有害性を示して居らぬ。

結局焼入温度を 1,650°F 程度にすれば *Ni*, *Cr* 或は *Ni*, *Cr*, *Mo* 鋼に於ける *V* は 0.15~0.25% の範圍が適當といふ事になるわけである。

(K. N.)

構造用輕金屬並に熱處理せる特殊鋼に就て (Horace C. Knerr, Metal Progress Jan 1937.) 航空機に關して輕いといふ事は最も大切な要素で將來増々機體を軽くして運送量を増加せねばならぬのである。

Al, *Mg* 合金は從來最も輕い金屬と稱へられて來て居るが鋼でも特殊鋼で適當の熱處理を施したものは非常に強く或る程度の強度を是非必要とする場所へ使用すれば寧ろ所謂輕金屬より軽くしてすむのである。單に比重のみ、強度のみを考へる時は互に到底比べものにならぬ事は勿論である。純粹の *Al* は比重 2.7 で非常に輕いが強度を或程度に與へるには相當な重量を必要とする従て強さと重さの比が大なるもの程航空機に適する事になる。

次に代表的な航空機構造用の金屬の強さと重さの關係を示す。

表に示す如く強さと重さの比は純粹の *Al* が最小で鋼が最大である。最近に於ける *Al* 合金の示した最高降伏強の記録は Zay Teffries によつて示された CMST なるデュラルミンで 25,000 *psi* で極

第 1 表

材 料	抗張力 <i>psi</i>	平均比重	強さと重 さの比
アルミニウム 2S	13,000	2.71	4.8
鐵 鋼 (冷間壓延)	40,000	7.87	5.1
アルミニウム (冷間壓延) 2S-H	60,000	7.84	7.6
鋼 S.A.E	24,000	2.71	8.9
アルミニウム合金 17S-T (デュラルミン)	160,000	7.85	20.4
航空機用エゾ松	58,000	2.79	20.8
アルミニウム合金 C17S-T	10,000	0.485	23.0
鋼 SAE (熱處理)	65,000	2.8	23.2
アルミニウム合金 24SRT	190,000	7.85	24.2
マグネシウム合金 AM58S	68,000	2.77	24.5
18-8 (冷間加工程度大)	46,000	1.85	24.9
超 特 殊 鋼	200,000	7.93	25.2
ピ ア ノ 線	250,000	7.85	31.8
	400,000	7.84	51.0

限強さは 65,000 *psi* 伸び 10% 疲勞限界は 14,000 *psi* 比重は 2.8 で降伏強と比重の比は 19 となりマグネシウム合金は最高降伏點は 35,000 *psi* で AM58S がこれで極限強さは 46,000 *psi* 伸び 13% 疲勞限界は 46,000 *psi* 比重 1.85 で降伏強と比重の比は矢張 19 となる従て極限強さを標準にとるのは正しくない事になる。

扱て熱處理せる合金鋼は普通降伏點は 150,000 *psi* 程度で比重は 7.85 位である故矢張強さと比重の比は 19 となるわけである。従て此等の合金鋼は構造用の材料としては *Al*, *Mg* 合金と同様な輕さをもつと云へる。航空機用材に於ては降伏強は 175,000 *psi* 程度迄で結構で此以上は特殊の場合である。従て此様な合金鋼は寧ろ所謂輕金屬より輕いと云へるわけである。*Mg* 合金は主に鑄造し板にも出來れば又壓出成型も出來る強さと比重の比は *Al* 合金に匹敵するが値段が高く大氣中に於ける耐蝕性が低い缺點がある不銹鋼は *Cr* 18% *Ni* 8% のオーステナイト組織のものが主として擧げられ冷間加工で硬化し熱處理によつて變化なく抗張力 150,000~200,000 *psi* で構造用鋼として最も輕いことになる。18-8 の耐蝕性の點は周知の如く著しく良好である只最初の値段が一寸高いのは止むを得ない。尙 18-8 は強さ及び耐蝕性を減少せしめずに熔接出來る只彈性係数は非常に低い。18-8 の外に *Cr-V* 鋼、*Cr-Mo* 鋼 (SAE 4130×) 等があるが尙この外優秀なる特殊鋼は多數ある事と思ふ。

航空機用構造用材の中でも接目は特に前述の強さと重さの比が適當でなければならぬ。普通銲接には *Al* 合金を使用して居る。アセチレン熔接及び電氣熔接は強い合金鋼に不適當である。

銲接はどうしても重量を増すので具合が悪い。低級の合金鋼に於ては材料が薄い場合はアセチレン熔接を行ひ厚い場合は電氣熔接を行ふ。勿論最近發達しつつある electric spot welding 又は突合熔接は便利である。適當に熔接されたものでは過重を施した場合でも熔接部以外の場所から曲り或は破壊し決して熔接部から曲たりしない。尙此の事は全體が高抗張力の鋼で熔接部が低炭素鋼に於ても然りである。接目の部分が結晶粒が粗大の時は他の部分と同様な熱處理によつてこれを改良すればよいのである。例へば 4130× 鋼の管を低炭素鋼の銲接棒で突合熔接を行た場合抗張力 80,000 *psi* であつたのが焼入焼戻を施した處極限強さは 140,000 *psi* に増加したのである。此事は航空機用材のみならず他の材料にも考慮すべき問題であらう。

次に剛性及び彈性變形に對する抵抗性も考慮せねばならぬ。鋼の彈性係数は *Al* 合金に比べてその斷面積が $\frac{1}{2}$ である約 3 倍の値を示

すのであるから合金鋼と Al 合金の弾性撓みは單なる引張及び壓縮に於ては同じと考へてよい然し材料が中空か否かの點に對しては大に考慮を要す。

梁の深さ、支柱或は軸の徑、板の厚さ等が増加すると剛性及び支柱の強さ等はこれに附隨して起る重量の増加より遙かに増加する同じ重さのものなれば Al 合金は鋼より厚く從て撓みに對する抵抗性は夫である。從て板の様なもので應力がかゝるものでは Al 合金が鋼を凌ぐわけである。

航空機用構造材は成る可く中空のものを用ひて重量を減少せしめる。同じ外徑及び深さの中空材では鋼とアルミニウム合金は弾性撓みの範圍内では弾性係数と比重と互に埋合せして結局甲乙がないわけであるが短い梁又は支柱の場合で弾性係数よりむしろ單一の應力の値如何が問題になる際は Al 合金より鋼の方が比較的軽いことになる。

次に疲勞限界は Al 合金は鋼より低く例へば 24S-RT 合金は抗張力 68,000 *psi* であるが疲勞限界はこの 21.5% 即ち 14,500 *psi* である。鋼に於ては疲勞限界は抗張力の 40~50% で相當高い。從てエンジンの支柱、翼の支柱等は主に鋼を用ふるのを常とする。

Al 合金の最も大なる利益の一つはたとへば時効せしめたものでも工具鋼によつて容易に切削加工出来る事である、一方 Al, Mg 合金は鋳造に限度があるが鋼は容易に熔接出来る利益があり合金鋼は熱處理を施して加工し再び熱處理して必要の性質に戻す事が出来る。

航空機用材には丸い管が主として用ひられるこれは曲げ、トルク壓縮に對する抵抗性最大で外部から損傷を受けた場合も最も被害が少くて済む上重量も最小ですむ爲めである。

熔接して組立が終了した鋼管は注意して油焼入焼戻を行ひ 200,000 *psi* 程度の強さを與へねばならぬ。(K. N.)

材料の cavitation に關する實驗 (Schröter H.: Z. V. D. I., 80, 1936 47 9.) 著者は材料に蒸氣の流動衝突に依て生ずる點蝕に關する多くの實驗結果を總轄してゐる。著者は此等の現象を單に蒸氣中含まれて移動する水滴が非常な速度で衝突するために組織を機械的に破壊するものであると推定してゐる。點蝕の程度は材料の表面處理、冷間加工及硬度等の種々の條件に支配される。

青銅に Al を添加すると點蝕に對する抵抗が増加し、合金鋼程度になる。此は多分 Al の添加に依て、青銅の結晶組織が微細化して靱性を増すものであらうと説明してゐる。(森 永)

高速度鋼の熱處理に就いて (James P. Gill, Metal Progress, Nov. 1936) C 0.70% W 18% Cr 4% V 1% Mn 0.25% Si 0.30% なる成分の高速度鋼について述べる。高速度鋼に於ては炭化物の凝離といふ事が問題になるが一般に凝離は鋼塊の大き、鑄型の形狀寸法、鑄込温度、冷却速度、加工程度等の如何によつて種々に變るものである。凝離は主に角張た形を有して居り高速度鋼に於てはこの角い凝離をもつて居るものは焼入焼戻をやるとロックウエル硬度 C-62 或は .63 を示し焼鈍して出來た球狀のものでは C-65 或は 66 を示すのである。

Westgren, Phragmen 氏はこの炭化物の凝離は W で飽和された時は Fe_3W_3C で Fe で飽和された時は Fe_4W_2C であるといつて居る。いささかの疑問の方法ではあるが鐵の地を鹽酸に溶解せしめ炭化物の部分を実験から得て調べた處焼鈍した試料の方が C, Cr, V の含有量が焼入したものより高くなつて居た、これ即ち炭化物から C が鐵の地へ擴散した證據である。焼入試片の濾液は濁て居り細い殘滓は X 線の廻折でみると明らかにコロイド的の大きで何等廻折模

様を與へない、尙この濾液は分析によると W 65% C 0.41~0.68 であつた、結局炭化物の凝離は主に Fe_3W_3C でこれに少量の Cr, V の炭化物がつき又少量の Fe_4W_2C 及び共晶の形で Fe がついてゐるわけである。高速度鋼に於ては一寸した結晶粒の大きさの違ひ及び炭化物の凝離分布如何によつて大いに強さ及び粘性を異にする。

粘性は結晶粒が大きくなる程著しく減少する然し結晶粒が同じ大きさでも熱處理の方法如何によつても粘性は變化す。熔融點附近迄加熱せられた炭化物の凝離をもつものは全く粘性なきものとみてよい。炭化物の凝離を角形のものにすると脆くなり粘性は減少する。

焼入して焼戻せぬものはロックウエルで C-65, C-66, C-67 を示し全く粘性變形を示さぬ。然し強さは焼戻したものと殆んど變らぬ。高速度鋼は使用する間に次第に熱をもつ場所に用ふる故熱傳導率も重要な要素の一つであるがこの場合結晶粒の大き、炭化物の凝離状態には影響しない。扱て最も高速度鋼に於て大切な事は高温硬度の大小でありこれが切味に大に影響する Harder, Grove の兩氏は 18-4-1 高速度鋼の高温硬度を試験した。多くの試料を正確に同形に仕上げ同一装置によつて試験した。尙試験温度は 1,200°F で行たが各試料の成分は全く等しくともその過去の歴史如何によつてブリネルで硬度 338~415 に變る事を見出した。高温硬度は結晶粒の大きが増す程大となる、結晶粒の最も小さいものは焼入、焼戻したものの平均で 342、結晶粒の中間のもので 390、最も大きいもので 410 を示す。

炭化物が結晶粒界に熔け出す様な温度から焼入したものは結晶粒は大きいのがこれ以下の温度で結晶粒を同じ大きに成長せしめたものと硬度は等しい。壓延せしものを焼入したものは結晶粒は中間の大きで平均硬度 369 である。角形の炭化物の凝離をもつものは焼入儘で平均硬度 335 即ち一番硬度が低い。然し焼戻すと 388 に上る。工具鋼は焼入焼戻は一度ですまさればならず何邊も行ふ程高温硬度は減少する。小さい工具鋼は大きいものより普通の熱處理では結晶粒が成長しない。一鋼片中の結晶粒の大き等しい場所に於ける炭化物の分布状態を見る爲めに 8 吋平方に鍛造せる小鋼片より三つに分けて試料を採つた、一つは外側から 1" の場所、次は中心と外側との中間より次は中心から採取した。各試料共 1,285°C から水焼入し顯微鏡でくらべた處炭化物の分布状態が微細で一様な所が最も結晶粒が細い様であり炭化物が結晶粒の成長を抑制する事は確である、これと同様な事が鐵カーボニルより得たる滲炭鐵中にタンタリウムの炭化物の細粒を含有するものと及びせざるものについて云はれて居る。高速度鋼を繰返し焼入操作を行ふと所謂大理石の様な破面になる。Brophy, Harrington の兩氏は此の様な破面を生ずる結晶粒の異常發達は一種の歪によるものでこの歪は結晶粒の大きと焼入した鋼の中心に殘留せる應力の程度とに直接關係があり、この殘留せる應力が大なる時は長時間焼鈍する事によつて除く事が出來ると述べてゐる。次に再結晶の範圍 1,375°F から 1,440°F の間に於ける加熱の具合が問題になる。油焼入した試片を 30 分に 25°F づゝ上げて 1,375~1,450°F の温度範圍に上げ然る後 1,550°F に豫熱せられた爐中に入れ 2,350°F に上げて普通の方法で焼入したが前述の様な結晶粒の異常發達には何等影響を及ぼさなかつた、更にこれと同様な熱處理を繰返した處や大理石の様な破面を生じ結晶粒も幾分まばらになつた。尙焼入によつて出來る歪の大きは中心に向ふ程大で大きな形のものでは完全にこの歪をぬく事は不可能である。鋭利な刃をもつ工具鋼を焼入する場合その刃を損傷させぬ事が大切である。高速度鋼を加熱する爐中の雰囲気は鋼の表面に及ぶ影響大であ

る Tour, Phillips, Weldon 氏等は高速度鋼を焼入温度に加熱する場合その爐内雰囲気如何は結晶粒及び炭化物の凝離が熔け初める温度に及ぶ處の影響大であると云て居る。

徑 2" 長さ 2" の丸棒に縦に 1/4" の深さの穴をあけ熱電對を試料の内側に一つ表面に一つ爐床上 6" の所に一つ設けた。温度は各々 30 秒おきに測定した。各試料は皆同じ爐で豫熱し 1,550°F 迄 30 分かけて同様に加熱した。第一の試料は CO_2 4.6% CO 11.4% 第二は CO_2 11.0% CO 1.0% の雰囲気中で加熱した處 CO_2 を多く含むものの方が温度の上昇程度大で高温に達した即ち第二の方が爐の温度に上がつて居るのに第一はそれより 30°F 以上低かつた、そこで更に時間をおいたが 20 分後にも到底爐の温度には達しなかつた。

同じ試料を CO_2 3.8% CO 11.6% の雰囲気中と CO_2 11.0% CO 1.0% の雰囲気中で加熱し 10 分後に同じ温度に加熱するには CO が多く CO_2 が少ない方即ち前者は後者よりも爐の温度を 30°C 高くしなければならぬ。爐内雰囲気が結晶粒の大きさに如何に影響するかを試験する爲めに石英管を加熱爐内におきこの中へ純粹の CO , CO_2 及び空気を通した。石英管の温度が 2,340°F に達した時は CO を通した試験片の中心は 20 分では管の温度に達せず CO_2 の方は 12 分で達し空気の方は 5 分で達し三試料共中心に於ける結晶粒は等しかつたのである。(K. N.)

鐵のスケール生成に及ぼす合金成分の影響 (Schiel E. u. K. Kiwit K.: Arch. Eisenhüt., 9. 1936, 405.) Fe に Al , Cr , Si , Mn , Mo , W , Ti , V , Be , Zr , S , P , As , Sb , Cu , Ni , 及 Pt 等の諸金属元素を添加したものを 900°C, 1,000°C, 1,100°C 及 1,200°C 等に加熱したときスケールの生成程度に及ぼす影響を調べてゐる。スケールは試料の重量の増加で測定してゐる。生成したスケールは顯微鏡試験を行ひ、さらに各層の化學分析及 X 線分析をも行つた。 Al を 0.4~1.6% 含む試料に生成したスケールは二層からなる。此等の層は化學分析の結果、 Al の酸化物は概して内層に蓄積する傾向があり、その量は合金の残部のそれより多い。

外層の Al の酸化物の量は概して合金中のそれより少ない。 Al の酸化物の分布状況は温度で變る。スケールの生成量及速度は Al 量の増加と共に減少するが、生成速度は Al 含有量 6% 迄は不定である。6% Al 合金では被膜の性質が著しく變化した。即ち鐵の黒いスケールが薄い白色の酸化膜に變化する。スケールの生成速度は約 8% Al で實際的に零に近づく。 Cr も Al と同様な傾向を示す。 $Fe-Si$ 合金のスケール生成は約 Cr 20% 含有されるに及び殆んど防止される。 Ti , Be 及 V の添加に依る影響は著しくない。スケール中に添加元素の酸化物の蓄積はスケール中の酸素原子よりも鐵の擴散を假定しなければ説明が出来ない。スケールの生成を防ぐ條件として、添加元素の酸化物の結晶の擴散速度が遅く且鐵の酸化物中に不溶性でなければならぬ。

酸化物は鐵の表面に氣密の保護被膜を生成すると共に、その被膜を通して鐵の擴散を許さぬことが條件となる。(森 永)

焼入せし合金鋼の靱性の改良 (George W. Akinow, Moscow, u. S. S. R. Metal Progress Nov. 1936.) 従來合金鋼に高抗張力と共に大なる靱性を與へる爲め高温から焼入して低温で焼戻す事を行つて居るが一説には Ac_3 よりも高温から焼入した場合はどうしても脆くなると云はれて居るが Chabachpashev, Sheinin の兩氏の實驗に於ては脆くなるどころか寧ろ衝擊値が増加して居りこれは低温に於ける焼戻によつて分解しなかつた残留オーステナイトの量如何に依るもので此の残留オーステナイトとマルテンサイトの不均

一の混合組織が高抗張力と共に大なる靱性を與へるものと説明して居る。又 Steinberg, Esser 氏等は焼入した、亜共析鋼に於ける残留オーステナイトの量は焼入温度を上げてても變化せず過共析鋼に於ける残留オーステナイトは焼入温度が上るにつれてやゝ増加するが或點で却て減少すると云て居る。

此等の説を確める爲めに炭素量中間程度の Ni 3.0~4.0, Cr 1.0~1.5 の Ni , Cr 鋼, Ni 1.0~1.5, Cr 0.5~1.0, Mo 0.2~0.3 の Ni Cr Mo 鋼, Ni 3.0~4.0, Cr 1.0~1.5, W 約 1.0 の Ni Cr W 鋼及び Cr Si 構造用鋼について焼入試験を行つたが 1,475~1,830°F の範圍では焼入温度を上げてても残留オーステナイトの量には何等の變化を認めなかつた。但し油焼入し低温で焼戻した時に限り何れも靱性が多少増加を示した。 Ni Cr , Cr Ni W 鋼は油焼入のままでも多少靱性が増し Ni Cr Mo 鋼は高温から焼入し 300~400°F で焼戻した外に限り靱性を増したが然しこの際残留オーステナイトの量には何等の變化を認めなかつたのである。

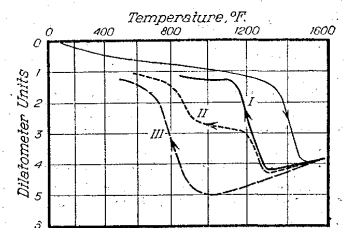
Ni Cr W 鋼に於ては 1,825°F から焼入し 300°F で 5 時間焼戻すと硬度はロツクウェルで C-44 衝擊値は 98 kg/cm^2 を示す。各試料共残留オーステナイトの量は 1,750°F より焼入し 650°F で長時間焼戻し標準試料と比較試験したのである。

扱てこれ等の實驗結果により亜共析鋼の焼入温度の増加による衝擊値の變化は残留オーステナイトの量如何には何等無關係のものと思はれる即ち衝擊値の増加は炭化物の均一なる溶解或は結晶粒界に沿ふて存在する不純物の溶解如何によるものと思はれる。尙高温焼入と低温焼戻は高抗張力と適當の靱性を與へる上には確に重要な事である事を附言する。(K. N.)

白點に関する二三の考察 (George Robert Delbert, Denain, France. Metal Progress Nov. 1936.) 白點は水素の發生によると云はれて居るがこれでは充分な原因とは云へぬ即ち若し水素の發生が白點の唯一の原因ならもつと白點が鋼に現れねばならぬ。熱歪が存在する場合或は内部龜裂の原因である強さの不均の場合にも白點は存在する又大きな典型的な白點は熱膨脹曲線が 1,600°F から 700°F 迄 30 分かけて冷却した場合圖の II, III の様な形を示すものに於て特に現れる傾向がある。

又一方炭素鋼, Ni Cr 構造用鋼に於ては I の様な曲線を示すものに於て往々白點を示しこの場合は平均 40 mm 位の小さいものである。C 0.15 Mo 0.30, Cr 0.35~0.60 の Cr , Mo 鋼を鍛鍊する際酸性爐でつくつたものは比較的白點が出来難いが鹽基性爐でつくつたものは餘程注意せねば白點を生ずる。此の事實について Messrs. Musatti 及び Reggiori 氏は次の如く述べて居る即ち白點が鋼材の中心より中間に多く現れるのは鋼塊の中の化學的凝離等によつては明に説明出来ず。定方向でない樹枝状結晶及び逆凝離は部分的に存在するが爲めである。 P , S , O_2 等は極く微量しか含まぬ純粹な鋼の組織は純粹の樹枝状結晶と考へられこれに炭素の不平均な分が出来るわけである。例へば白點をつくる Ni - Cr - Mo 鋼の二次組織を初めの大きの塊に鍛鍊し焼入焼戻し研磨しピクリン酸で腐蝕して顯微鏡でみると不均一なソルバイト組織を示し曇てはゐるが明に樹枝状結晶が考へらる。

Baboscin 氏は樹枝状結晶の如何こそ白點生成に關して大に考慮



せねばならぬ問題であると云つて居る。尙形の大小に拘らず白點を有する試料の破面の特性は屢々樹枝狀結晶に關聯した幾何學的の形を示してゐる事である。(K. N.)

8) 非鐵金屬及合金

Cu-Ni-Sn 基時効硬化性青銅に就て、VII. 析出硬化の耐温度性 (Fetz E. Metallkde Z, 28 (1936) s. 350/353) 著者は時効硬化性 Cu-Ni-Sn 青銅の豫め焼入或は焼戻を行ひたる試料を種々なる温度にて長時間加熱し、析出硬化に依り最高硬度に達した後の合金の軟化状態を詳細に實驗した。試料は Ni 3~40%, Sn 8~11% の範圍にて、10 種類の組合せを作た。第 1 表は各試料の組成、熔解點、 α 相限界、熱處理、及硬度を示せるものなり。

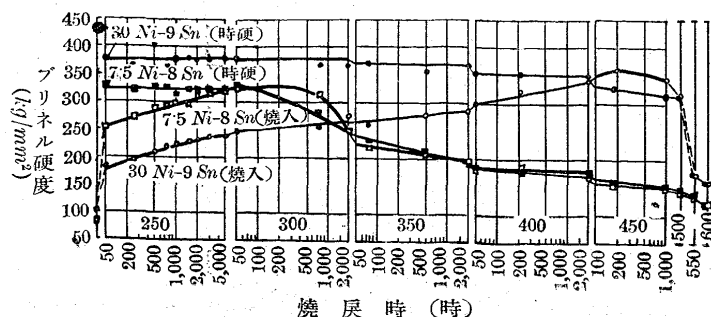
第 1 表

熔解番號	Ni %	Sn %	溶融點 °C	α 相限界 °C	熱 處 理				硬 度	最高 硬度		
					加熱 溫度 °C	冷却 法	焼 戻 溫度 °C	時間 時				
1	3	8	1,050	805	800	水	—	—	69	207		
2	4	4	1,084	582	800	水 空氣 水	—	—	65	243		
					800				300	90	212	252
					800				300	90	215	250
3	5	10	1,046	710	800	水 空氣 水	—	—	76	314		
					800				300	100	243	302
					800				300	40	267	304
4	7.5	8	1,077	710	850	水 水	—	—	82	324		
					850				300	100	314	330
5	10	10	1,075	805	800	水	300	40	96	351		
6	15	7	1,123	755	850	水 空氣 水	—	—	85	306		
					850				350	100	318	324
					850				350	100	305	318
7	20	7	1,143	768	900	水 水	—	—	88	300		
					900				350	100	331	372
8	20	9.5	1,125	863	900	水	400	250	96	364		
9	30	9	1,165(?)	?	900	水 水	—	—	103	364		
					900				450	50	391	404
10	40	11	?	?	900	水	500	50	110	434		

先づ豫め a) 水中急冷、b) 空中放冷、c) 最高硬度に時硬せしめたる三種の處理を施したる試料を、250°C に 5,000 時間保持し、其の間 250, 500, 750, 1,000, 1,500, 2,000, 3,000, 5,000 時間毎に硬度變化を測定した。最後に之等を更に 400°C に 1,000 時間及 500, 560 及び 600°C に各 100 時間加熱した。

第 1 圖は之等實驗結果の一部を示すものであるが、一般に硬度の變化は豫め行た焼戻温度と全く同一温度で最も大である。焼戻時間が更に長くなれば、固溶體よりの析出或は硬化相の凝集の停滯が現

第 1 圖



れる。30% Ni, 9% Sn の焼入せる儘の合金は 450°C でも尙一部硬度の上昇を示してゐるが、5% Ni, 10% Sn 或は 7.5% Ni, 8% Sn では 300°C で既に著しく軟化する。かくの如く其の組成に依て硬度變化の關係は全く異なる。而して之等硬度が最高値に到達する前、或は之を越した後の各温度ではすべて焼戻時間が增加するに伴てその硬度變化は徐々に停滯を來す。

更に各時間加熱せる場合の硬度焼戻時間曲線は多くは半對數線圖で示せば直線となりその延長は焼入せる状態の元の硬度に達することがない、即ち焼入状態の硬度に迄軟化することはない。尙析出硬化の速度はかかる長時間加熱實驗の場合でも、焼戻温度の函数なるのみならず豫め施せる熱處理と本質的な關係がある。

例へば完全に析出硬化せしめた合金を 250°C で加熱した時はその硬度は一般に何等變化せぬが、同じ合金を焼入せる状態で加熱すれば 250°C では最高硬度の 52~100% の硬度を得られる。

而して之等の關係から同一合金で最高硬度に到達した後の析出相の凝集が豫め施す熱處理とは無關係である事は注目すべき事であつて焼入せる状態の試料は完全に析出硬化せる後に、豫め調質して置いた合金と全く同時に軟化する。更に長時間加熱の場合は焼入方法即ち水焼入或は空中冷却の如何に依る影響は消失する。

以上述べた析出硬化の程度に依る抗力の變化の關係は實際問題として非常に重要である。實際最高硬度に時効硬化せしめた材料は、断面收縮率及延伸率の如き粘性關係を示す値が殆ど零に等しき爲、かかる状態でその材料を實用に供する事は極て稀である。前述の實驗結果に依れば、若し設計家に依て適用せられる機械的性質の値が長時間加熱するも變化せざらしむるには、豫想されると同じ温度で豫めそこに用ふべき材料により高い抗力に迄析出硬化せしめておかねばならぬ。而も伸の値の高い構造材料に於て耐温度性の良好なるものを適用せんとするならば、Ni 含有量の高い青銅を選擇すべきである。これは此種合金の熔解點が本質的に高いため低温度に於る空間格子内に於ての原子の運動性の小なるに基くものである。

過時硬に依り最高硬度を超へた場合のその機械的性質の變化を測定せる結果は、最高硬度に達する以前の同じ硬度のものと殆ど同じ性質を示した而も粘性性質に於ても本質的には何等損はれた状態は認めなかつた。勿論顯微鏡的組織は兩者に於て著しく異なる。

尙本合金で析出硬化の過程を完了し熱力學的に平衡状態に到達した場合でも、焼入した均一 α 固溶體の初の硬度に迄軟化せざる事は此種不均一なる合金を硬度試験する時に押込んだ壓痕に、非常に脆く且硬度の高い析出相の結晶が多數把握されたる爲でもあらうと考へられる。更に 600°C で 100 時間加熱して初の焼入状態の硬度に迄軟化せるは、 α 相の溶解度 (580°C, 4% Ni 及 4% Sn) を越して合金が一相になつたことに依るものと考ふべきである。

以上の實驗はすべて室温で硬度を測定せるものなる故高温度に於ける抗力の状態に就ては説明出來ない事は無論である。(佐藤)

アリザリン S に依るアルミニウムの色付け試験 (Mussakin, A. P.: analytische Z., Chemie, 105 1936, 351.) アルミニウムとアリザリン S との反應に依る着色程は pH の價に關係するもので、比較的良好な色を與へる最高の酸性度は pH の價が 3.6 であると決定してゐる。各種アルミニウムの品位に對する彩色度曲線が得られてゐる。第 2 鐵の除去に際して Fe(CNS)₂ としてアミールアルコールに依て抽出するのが良い。pH の價が 3.6 のアリザリンタンクの色は他の各種溶液に比して永續性に富む様である。(森永)

Al 合金の點熔接 (Schraivogel K.: Aluminium, 18 1936,

177.) 著者は *Al* 及 *Al* 合金の點熔接に際し考慮すべき二三の條件に就て論議してゐる。銅類に比して熱傳導度及電氣傳導度が良好なために多量の電力を必要とする。熔接に際しては紙ヤスリ或は磨滅處理で充分酸化被膜を除去しなければならぬ。電極の壓迫力は 1~3 mm の厚さのデニアルミン鋁に對しては約 100~500 kg が適當と想はれる。壓迫が強過ぎると材料に對して電極が密接する懼れがある。熔接時間は鋁の表面に達してからは熔接を行はないう様に適當に決定しなければならぬ。普通使用される電極端は圓錐形であつて、圓錐の角度は 160~165° である。デニアルミン鋁の點熔接の抗張力は 0.4 mm 鋁で約 100 kg, 3 mm 鋁で 600 kg である。熔接部は多少時效硬化してゐるが、より以上に抗張力を増すためには 500°C に加熱後焼入すれば良く、此處理で 3 mm デニアルミン鋁で 600~800 kg 程度に増加する。疲勞試験結果では破壊は熔接部と母材の繼目に發生する。デニアルミンの耐蝕性は合金を加熱するとき起る偏析のため低下し、殊に注意すべきは結晶腐蝕が點熔接部より離れた處に起り、顯微鏡試験では異常を認めない。熔接デニアルミン鋁の腐蝕はアルクラッドを使用して防ぎ得る。(森 永)

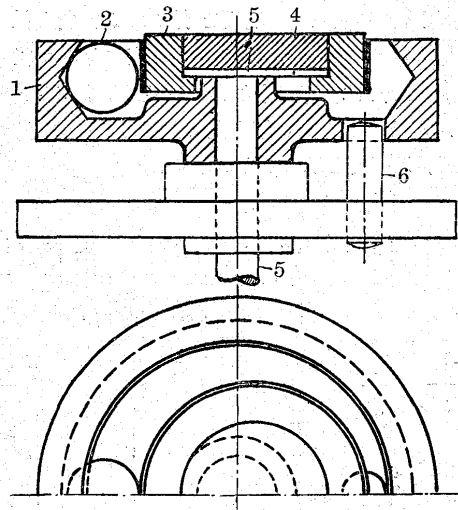
***Al-Mg* 鍛鍊合金の歪模樣** (Roth W., Z. Metallkde., 28 1936 s. 388/389) 冷間加工せる溶鐵試片に Fry の特殊な腐蝕法を施す時は所謂歪模樣が現れる。この腐蝕法は、先ず試片を約 200°C で 30 分加熱後研磨して強い鹽化銅の鹽酸溶液で腐蝕するものである。この模樣の現れる理由は α -鐵の N_2 の過飽和固溶體よりの焼戻に依る窒化物 (Fe_4N に富む固溶體) の析出が冷間加工に依つて促進せられるものと考えられてゐる。之等の現象は顯微鏡的によく認められる。0.021% N_2 のトーマス鋼では之を 100°C で 1 時間焼戻する時は加工を受けざる部分は單に個々の班點が認められるのみであるが、冷間加工を受けたる部分は全面に窒化物が析出し、加工の微弱なる部分は滑面のみ析出が行はれる。

均一化せる *Al-Mg* 鍛鍊合金に於ても前記と全く同様に歪模樣と認める事が出来る。この場合は、焼戻に依つて *Mg* を過飽和せる *Al*-固溶體より β -晶 (Al_3Mg_2) が微粒をなして主に結晶粒の境界に析出するが然しその時の條件に依つては結晶粒の内部にも析出する而してその析出は冷間加工に依つて促進せられ、一定の冷間加工に依つて形成される滑面では特に顯著である。然し *Al* 鍛鍊合金の析出では、冷間加工の影響が溶鐵の場合程に著しくなく、従て僅かの加工ではこの種の方法で明瞭に認める事は困難である。

(佐 藤)

結晶粒の粗大な材料の格子常數精密決定 (Kostron H., Z. Metallkde., 28 1936 s. 390/391) 反射法に依る格子常數の精密決定は近年非常に多くの目的の爲にその利用が増加する一方である。固溶體の溶解度の決定、擴散現象の觀察、或は應力の測定等である。

第 1 圖



1: 萬能カメラ試料支持器にボルト(6)にて固定せる回轉體
2: 鋼球
3 及 4: 試料支持器その徑を種々置き變へ得周圍にゴムを張り着く。
5: 萬能カメラの試料支持器

然し乍ら試料の結晶粒が粗大な場合は、かゝる多方面に應用し得る方法の利用に困難を來す。即ちフィルムを固定し、試料を回轉させる簡単な反射カメラで *Al* 及 *Al*-合金の研究を行ふ時は一般に、測定可能な寫眞を得ることは殆ど不可能である。かゝる寫眞では反射圓が個々の條件に分離するか或は全々現れない事がある。この原因は入射光線が極めて少數の結晶粒のみに當る爲に、反射すべき網面の位置が少い事に基くものである。

今前後のスリットに依て狭められた光束を用ふる代りに開きの角の大なる圓錐狀一次光線を用ふる時は、前記の缺陷を本質的に改善出来る。しかしフィルムを固定し、試料を回轉するこの種のカメラでは必しも満足な結果は得られない。そこで更に之を改善する爲には、フィルムを回轉させる事が困難なる故、試料の光線の當る範圍を著しく大ならしめねばならぬ。この見地から第1圖の如き装置を普通の萬能カメラの頭部に取り付け、試料を偏心的に回轉せしめてよく目的を達せらる。(佐 藤)