

撰 録

2) 耐火材並に燃料及驗熱

鑄物用骸炭の製造に就て (D. Hollingworth. Eou. Tra. Jou. Feb. 21. 1935. p. 142) 石炭を骸炭爐に入れて炭化させる場合次の反應が起る (イ) 100°C附近で遊離水分及含藏瓦斯が驅逐される (ロ) 100~200°Cで結晶水及び若干の瓦斯が驅逐される (ハ) 370~500°Cで一部の石炭が軟化し同時に大部分の揮發分が発生する (ニ) 續いて軟化物は膨脹し揮發分の發生量が最大と成り細胞體が出来る (ホ) 700~800°Cで收縮を起して固體の細胞體と成り同時に龜裂を生ずる此の作用は爐壁に平行な垂直層に起り爐壁に近い部分は中心部よりも速く骸炭化する (ヘ) 最初に發生した瓦斯は分解して非晶質炭素を生じ之が骸炭表面に沈積する、従て一般に骸炭は骨骸炭と沈積炭素の二部分から出来てゐる (ト) 上記の反應は装入炭全部の溫度が 1,000°C位に成つたとき完結する。

骸炭並に副産物の性質及び得量は主として (1) 石炭の性質即ち揮發分、粘結性、凝集力 (2) 石炭の大きき及装入密度 (3) 石炭の乾燥程度 (4) 加熱溫度及溫度分布 (5) 瓦斯の抽出速度 (6) 骸炭爐の幅に影響される。

原料炭は硫黄及灰分が少く正しい軟化溫度を持つを要する。世上純粹な石炭は殆んど無く多少の頁岩、耐火粘土、石、硫化物等を混じてゐるから先づ肉眼的不純物を手選に依て除去し次に石炭を粉砕し水洗又は風選にかけて微細な不純物を取除く。石炭を加熱すれば可熔物質が熔解し瓦斯が抜けるために膨脹を起す、更に加熱が進むに連れて可熔融物質及び非熔融物質中の揮發分が除かれ遂には多孔質の軽い固體即ち骸炭が出来る。今日英國に於ける原料炭として極上品はランカッシャー骸炭の原料炭である處の Mountain 炭坑の最下層炭であつて C 86.38, H 8.36, O 5.95, N 1.85, S 0.56, P 0.012, 灰分 1.81% を有して居る。

骸炭化に際して最も重要な事は石炭の種類に應じて適當な正しい溫度に且均一に加熱する事で、骸炭としては組成が良好で有ると共に組織にムラの無い事が必要である。故に上部と下部或は周縁部と中心部で溫度差が著しい爐は骸炭爐として不向な譯で、低溫部に出來た骸炭は柔くて碎け易く高溫部に出來た骸炭は脆くて形が小さい而して骸炭の燃焼性及反應性は主として此の加熱方法の適否に依る事でキウボラで速く最高溫度を得られるか否かを決定する大きな原因に成る。又骸炭化が終れば直ちに爐外へ取出すことが肝要で徒らに爐中に長く放置すれば脆く且燃え悪く成る。Altham 製鑄物用骸炭の組成は次の如くである、水分 1%, 揮發分 0.75, S 0.54, 灰分 7.50, 固定炭素 90.20, P 0.01%, シャッター指数 94~98。

石炭より最初發生する瓦斯は原形の 爐外へ出ないで高熱骸炭層を通過する間に分解して遊離炭素を生じ、此の炭素が骨骸炭上に沈積して骸炭の硬度及び光澤を増す役目をする。勿論瓦斯の抽出速度が速ければ此の作用が少く成る。而して石炭を密閉容器に入れて加熱すれば瓦斯と殘渣骸炭を分離し得て瓦斯を抽出出来る利益があるので今日副産物を捕集する骸炭爐は此の理を利用してゐる。抽出瓦斯は水蒸氣、コールタール、炭水化物、アムモニア其他の瓦斯、ベンゾール、燈用瓦斯等を含有するから、先づ水冷式凝結器で冷却してコールタールを分離し、更に水で洗滌してアムモニアを除去し

(此の際アムモニア液が得られる) 次にクレオソート油で洗滌してベンゾール其他の炭水化物を分離し最後に酸化鐵を充填した清淨器を通過させて硫化物を除去し出て來る瓦斯を精製瓦斯として都市又は工業用に使用する。之等の生成物は瓦斯爐でも骸炭爐でも大體同様であつて、石炭 100% から燈用瓦斯 18%, ベンゾール 15%, アムモニア 0.5%, 水分 10%, コールタール 5%, 骸炭 66% が得られる。

コールタールは更に蒸溜して (イ) 輕油 (ベンゼン、トルオール、揮發油を含む) (ロ) 中油 (石炭酸、ナフタリン等を含む) (ハ) クレオソート油 (クレミル酸、ナフタリンを含む) (ニ) アンストラセン油 (アンストラセン、フェナンスレン、カーボゾールを含む) (ホ) ピッチを取り出す。 (N)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

窒素を媒介する鑄滓 (Von Walter Eilender in Aachen und Oskar Meyer in Bitterfeld. Stahl. u. Eisen 2 Mai 1935.) 熔銑並に熔鋼に含有する N_2 の量は熔解溫度熔解時間並に成分に依り變化す銑鐵及び鋼鐵が凝固する際 N_2 は瓦斯體として出るが大部分は窒化物の形で析出するか或は他の物と共に出るかで極く一部分は固體として殘る、第 1 表は銑鐵と鋼鐵中の N_2 の含有量を示す。

第 1 表

種 類	N_2 %
銑 鐵	0.001~0.006
鑄 鐵	0.001~0.010
トーマス鋼	0.006~0.030
ベッセマー鋼	0.006~0.030
酸性シーメンスマルテン鋼	0.001~0.008
鹽基性シーメンスマルテン鋼	0.001~0.008
電氣爐鋼	0.006~0.040
坩 埚 鋼	0.001~0.008

此處に示す數

字は種々の實驗結果に依るもので含有量は範圍廣きも實際銑鋼中の N_2 は一つには定らぬものである。

N V. Svets-

chmikov はベッセマー鋼に入る N_2 に就いて空氣の壓力鋼浴の溫度沸騰の時間並に鋼の成分の影響を検討してゐる。

鹽基性のシーメンスマルテン爐に於ける製鋼の際の N_2 に就いては W. Scott が詳細にしらべてゐる F. Willey は電氣製鋼に於ける N_2 に就いて F. Wüst J. Duhr の兩氏は電氣製鋼に於て N_2 多き骸炭を用ふる時の不利の點並に Cr の如き合金元素のある時鋼中の N_2 がやゝ高くなる原因に就いて述べて居る。

N_2 は脱酸劑や合金劑主にフェロクロム、フェロマンガ、フェロシリコン、フェロタンングステン、フェロモリブデン、フェロチタンフェロバナヂウム等から鋼浴に相當入る事を注意せねばならぬ。

トーマスの屑鐵乃至はトーマス鋼の熔鋼の利用に依つて電氣爐鋼やシーメンス、マルテン爐鋼の N_2 含有量を必要な%迄上げられるし又適當な熔解法により鋼中の N_2 を無害な程度にも出来る完全な脱窒は殆ど出来ず脱窒劑として *Ti, V, Al* 等を加へてやると窒化鐵の分解を促すのである斯くして極く細いものとなつて鋼中に殘る。

各種の鋼滓中には多少なりと N_2 を含有し時には重要視す可き量を含むものがある、今日迄の文獻には餘り鋼滓中の N_2 に就いては述べられてないが此處に實驗結果を經て報告する。

N_2 の定量にはキエルダール法を改めた F. Wüst. J. Duhr の兩

氏の法を用ひ一部分は P. Klinger の法を用ひた、試験材料として 300 種の銑鉄鋼鉄鋼滓を採つた。

高爐鋼滓—高爐の鋼滓には相當 N_2 の多いものがあり爐の溫度が上る程銑鉄の珪素が多くなり爲めに N_2 の含有量が増すスウェーデン銑鉄の常溫脆性の利點は銑鉄中の N_2 を考慮せねばならぬ類似の銑鉄に於ては鋼滓中の N_2 の量は鹽基度の變化の如く變化して居る様である、鋼滓の成分と銑鉄の成分は窒化物の形成並に吸収に關係する H. Braune 氏の實驗に依ると或種の爐に於て還元性に働く鑛石がある時 N_2 の生成を強くすると云つて居る、鋼滓に N_2 をもたらす物としてはアルカリ青化物アルカリ土類青化物並に Ti_2C_4TiN 等がある青化物の多い高爐鋼滓では特に N_2 の含有量が多い鋼滓中の Ti と N_2 鋼滓中の N_2 と銑鉄中の N_2 の關係は何れも明かでない。

第 2 表銑鉄と鋼滓との N_2 の量を示す。

第 2 表

	鐵中の $N_2\%$	鋼滓中の $N_2\%$
I. トーマス銑鉄		
鐵: 0.1~0.2% Si	0.003~0.006	0.001~0.004
0.9~1.8% Mn 2.2~2.6% P		
鋼滓: 30% SiO_2		
0.85% Fe 3.35% MnO		
40% CaO 3% MgO 15% Al_2O_3		
0.7% TiO_2 0.4~0.6% P_2O_5		
II. 鋼鑄物 1.		
鐵: 0.4~0.7% Si	0.002~0.004	0.010~0.045
2.5~3% Mn 0.25% P		
鋼滓: 35% SiO_2 1% Fe		
3~4% MnO 43% CaO		
4.5% MgO 10% Al_2O_3		
0.5% TiO_2 2% S		
鋼鑄物 2		
鐵: 0.3~0.7% Si	0.001~0.003	0.015~0.075
2.2~3.5% Mn 0.15% P		
鋼滓: 33% SiO_2 0.8% Fe		
1.5~2.5% MnO 45% CaO		
7% MgO 10% Al_2O_3		
III. 赤鐵鑄よりの銑鉄		
鐵: 2% Si 1.7% Mn	0.002~0.003	0.08~0.1
鋼滓: 31% SiO_2		
0.4% Fe 0.5% MnO		
48% CaO 0.7% MgO		
10% Al_2O_3		

トーマス鋼滓—トーマス鋼滓には普通の高爐鋼滓に比し極く僅かの N_2 しか含まぬ 0.0001~0.0007% N_2 で容量分析でやりにくい様な量である。鋼滓の成分と鋼滓中の N_2 鋼滓中の N_2 と鋼浴中の N_2 の關係は何れも明らかでない。

シーメンス、マルテン平爐鋼滓—シーメンス、マルテン鹽基性平爐鋼滓中の窒素は 0.0001~0.003% の範圍にある、鋼浴中の N_2 は一般に C 並に P の量が精錬中に下ると共に下る、鋼中の N_2 は脱酸劑中の N_2 の爲め又は取鍋中の反應の爲めで鋼浴中の N_2 より高い事がある石灰の鹽基度は鋼浴中の N_2 に餘り影響が無い様である。

酸性のシーメンス、マルテン爐の鋼滓の N_2 は 0.001~0.003% の範圍にある、鋼浴中の N_2 は鋼浴の成分並に鋼滓の成分との關係は何等見出されてない。

坩堝鋼鋼滓—普通の坩堝鋼鋼滓中の N_2 は 0.005~0.007% でこれに比し鋼浴中の N_2 は 0.003~0.075% である、斯く鋼滓並に鋼中の N_2 の高きは鋼滓並に鋼中に坩堝でゆつくり N_2 が融け込んでゆくと考へられる、坩堝をつくる黒鉛乃至は耐火煉瓦により生ずる

窒化珪素が溶解中に生ずる爲めに上記の如く N_2 が多くなる。

電氣爐鋼滓—鹽基性電氣爐精錬に於て酸化精錬時の鋼滓は N_2 の含有量高く或種の鋼滓は N_2 0.23% にも達するが還元精錬時の鋼滓は N_2 が無いかあつても 0.003% 位になる。

酸化末期の鋼滓中の N_2 濃度は粉骸炭を加へる事と電弧の反應を合せ考へねばならぬ。

(根 守)

鹽基性電氣爐鋼滓 (Found. Tr. Journ., Aug. 29, 1935, p. 144) 電氣爐スラグには二つの型式がある。即ち一は銑け落ちの酸化鋼滓で之は大抵掻き出されるものであり。湯の仕上げは第二の還元鋼滓に依つて行はれる。仕上げ鋼滓も製品の種類に依つて色々な型式がある。低炭素鋼及び不銑鋼の製造には $CaO-Si$ 鋼滓が廣く用ひられこの方法は還元劑としての C が地金に吸収される危険のある場合甚だ便利である。又 Al の削り屑が廉價で手に入る所では $CaO-Al$ 鋼滓が行はれて居る。Al は甚だ強力な脱酸劑で鋼滓中の SiO_2 を容易に還元するからこの型式の鋼滓を造る場合は CaO 中の SiO_2 は極く低くなければならぬ。又或種の合金鋼には製品に物理的特性を與へる爲に $CaO-SiO_2$ 鋼滓が使用されるがこの鋼滓には何等還元劑を加へずその能力は CaO と SiO_2 の割合によつて決まる。然し大抵の電氣爐鋼は仕上げ鋼滓として CaC_2 鋼滓で造られたものでこの鋼滓は巧みに取扱へば強力なる脱酸劑となりしかも地金の化學成分には殆んど變化を及ぼさない様にコントロールすることが出来る。0.5% C の地金に對する酸化鋼滓の成分 (%) 一例次の如し。CaO 48.78, SiO_2 23.40, FeO 8.93, MnO 5.26, MgO 7.10, Fe_2O_3 1.92, P_2O_5 0.24, Al_2O_3 1.50, S 0.17, CaF_2 1.20, 即ち平爐鋼滓に甚だよく似て居る。

酸化還元を通じて鋼滓の調整を巧に行ふには次の 8ヶ條が大切である。(1) 濕氣のない材料、(2) 材料の物理的化學的性質が一樣であること、(3) 銑鋼の熱度が正しいこと、(4) フラクシングを迅速に行ふこと、(5) 適當なる鋼滓量及びその配合、(6) 電力、(7) 時間、(8) 爐底、材料に濕氣として含まれて居る H_2 は銑鋼中に容易に吸収せられ鋼塊に害を與へる。爐中でこの瓦斯を除去することは殆んど出来ないのであるからすべて H_2 を發生すると思はれるものは一切爐に入れない様にしなければならない。均一で確實なスラグを造らうと思ふならば石灰、砂、螢石、骸炭其他普通用ひる銑劑は常に吟味されてあらねばならない。銑解中或は鑄入中の溫度が色々な變化すると物によつては鋼質に異つた性質を與へることがあるから溫度は正確にコントロールされなければならない。配合率は迅速に加へ得る様に用意して置くこと。この配合率の性質は主として使用する燒石灰の性質によつて定まるものでは等造滓材料の成分が解つて居る場合は適當の割合に混合して爐に加へる方が有効である。炭素は粉末骸炭或は粉末電極として高炭素鋼の場合に加へる。然し之は低炭素鋼の場合は宜しくない。この配合率の上に充分に骸炭を撒布して CaC_2 を造り脱硫を行ふと同時に大氣壓以上の壓力を生ずるに充分量の CO 瓦斯を發生せしめる。これは爐中に過剰空氣の侵入を防ぎ爐内鋼滓及び氣圈を出来るだけ完全な還元状態に保たんが爲である。この爲には爐が出来ただけ密閉され得ることゝ水洩り等のない事は勿論である。適當な鋼滓量を定めるには現場的觀察が大切である。鋼滓は餘分の骸炭が地金と接觸するのを防ぐに充分な量と粘性を有ししなければならないので斯くして地金の C は正確を期し得られる。又弧光が直接地金に觸れることを防ぐに充分な鋼滓がなければならない。適當な成分の鋼滓は地金よりも反應が少ないので電力を圓滑且確實に供給し得られるからである。又鋼滓量は鑄

入の終期に至るまで鋼中の地金の熱を保つに充分な量であらねばならない。上手に造られた鋼滓は掻き出し後 45 分で既にほぼ完全に出来て居る(第1表参照)。 CaC_2 は強力な脱酸劑ではあるが優良鋼塊を造るための脱瓦斯は全然 Si 及び Al の作用に俟たねばならない。然し是等の使用量を最小限度に止めることは出来る。此鋼滓は重金属の酸化物を全然含まないので加へられた鐵合金は鋼滓で酸化され

第1表 仕上げ鋼滓に及ぼす時間の影響

	化學成分%		化學成分%	
	鋼滓掻き出し後 45 分	鋼滓掻き出し後 1 時間 45 分	鋼滓掻き出し後 45 分	鋼滓掻き出し後 1 時間 45 分
C	0.53	0.77	FeO	0.43
CaC_2	3.68	2.54	Fe_2O_3	Nil
CaF_2	5.90	2.80	MnO	0.17
CaO	57.84	60.62	MgO	4.96
SiO_2	21.86	24.54	P_2O_5	0.06
Cr_2O_3	0.05	0.03	S	0.36
Al_2O_3	2.76	3.08		

る損失なく地金に入る。爐中で完全脱酸が出来るので適当な操業と鋼滓の調整により清淨な鋼の出来ることは明かである。又爐底の銹蝕は不可分の問題であつてこの結果が直ちに鋼滓及び地金の性質に反映するものであるから爐底材料には充分なる注意を要する。

(G. M.)

リミングスチール製造と鋼滓 (Iron & Coal Tr. Rev., July 19, 1935, p. 92) 調節の適當に行はれ得る平爐では 150t の低炭素リミングスチールの製造には銹鐵装入 35~38% を標準とする。或工場の例では全装入物の Si が 0.40 から 0.50% の場合最良の結果が得られた。 Si の相當に低い鋼層が手に入る場合は銹鐵中の Si は 1.00 から 1.30% の方が良くその他の成分は S 0.035% 以下、 P 0.300% 以下、 Mn 約 1.5% 程度が良い。銹鋼中の残留 Mn が 0.20% 以上の場合には巧くリムすることが困難であつたと云ふ例もある。銹銑を用ひる場合は高爐の湯を熱く出す様充分注意を要する。"ぬるい" 銹銑をリミングスチール製造に用ひると銹け方が不活潑で、炭素を高く銹かしてもその下り方が早く斯様な湯は出鋼しても鋼滓が多くプリスターやラミネーションが出来易い。キルドスチールの鋼層を使はねばならぬ工場では銹鐵中の Si を下げる必要がある又もし鋼滓が低炭素のリミングスチールである場合は銹鐵中の Si を 1.4% 位まで上げた方がよい。装入及び銹解状況を一樣ならしむるためには各チャージとも鋼滓の品質及び装入割合を出来るだけ一定する必要がある。然し之は工場によつては出来ないことで斯様な工場は明かに操業上のハンデキャップを受けるわけである。合金交りの層、トタン板層、ペンキ塗りのもの、ひどく腐蝕した層等は不適当である。尙珪素鋼層もリミングスチール用としては出来れば除いた方がよい。リミングスチールの鋼滓を造るには銹劑が甚だ重要で銹劑としては石灰石、燒石灰或はこれを併用する。石灰石を用ふる場合は SiO_2 及び MgO が出来るだけ少ない事を要する。

最良の作業結果を綜合して見ると銹解時の炭素が 0.3 から 0.5% になる様に配合されたものがよい。石灰石が鋼浴から浮き上るとこれが地金の表面を粘い塊となつて覆ふ。この場合は螢石を少量づつ慎重に加へる。螢石を使ひすぎると精練の末期に至つてスラグが荒らくなり之は地金が酸化され出鋼歩止りが減じ品質の悪いことを意味する。正確な計算は出来ないが普通リミングスチールには 6% の石灰石又は 4% の燒石灰を配合して居る。0.10~0.15% C の炭素鋼を造る場合出鋼時のスラグ中の FeO は 18~23% である。又 C 0.05~0.07% の場合は FeO は 30~35% でなければならない。

FeO 分がこれより多くなると鋼滓はあまりに淡くなり出鋼時脱酸劑を餘計に使ふことになる。又 FeO 分があまりに少ないと鋼滓は鑄型中の固有の波靜作用を與へるに必要なだけの FeO 分を含み得なくなる。 FeO 分の多い場合は之を調節することは困難であるが少なすぎる場合は粉鐵石又はスケールを適宜に加へることによつて増加することが出来る。約 0.06% C のリミングスチールの實際のスラグ成分(%)は次の如きものである。 SiO_2 10~14, FeO 22~29, Fe_2O_3 5~9, CaO 38~40, MnO 7~8, MgO 8~10, Al_2O_3 1~2, P_2O_5 1~2, 精練の末期には燒石灰を加へて鋼滓を少し濃くする。成分の殆んど等しい層が使はれ適當な配合を行へば低炭素鋼精練中スラグの酸化鐵をほぼ一定の値に保つことが出来従つて取鋼中に加ふべき脱酸劑の量をも比較することが出来る。精練中は地金を高熱に保つ様に注意しなければならない。この爲に鋼滓を過熱することは鋼滓を害するものではない。出鋼時の地金中の Mn は 0.08~0.12% である。出鋼前の鋼滓の酸化鐵は至急分析を行ひその結果によつてマンガン鐵と脱酸劑の加入量を定める。0.10% C の炭素鋼をつくる優秀作業の一例では所要マンガン鐵の半量は塊状として爐中に加へ残り半量は細末として取鋼中に加へる。珪素は加へない。低炭素鋼の場合はマンガン鐵は全部豌豆大として取鋼中に加へる。爐中の地金の温度には一定の限度があつて温度が低くすぎると地金は鑄型の中で荒れて瓦斯が多く又高かすぎると膨れる。取鋼中の地金の脱酸には少量の Al 又は Ti 鐵と Al の混合物で行はれるがいづれも好結果を示す。取鋼中に之を加へる量を控え目にし鑄型の中に Al の少量を加へる場合もある。リミングアクションの間に地金は注ぎ終つてから鑄型の中で一旦數分引けてそれから漸次膨れてくる様なのがよい。

(G. M.)

5) 鐵及び鋼の鑄造

鋼塊不均質性委員會第6回報告 (Sixth Report of the Joint Committee of the Iron & Steel Inst. & 21 The British Iron & Steel Federation)

第6回報告は次の如き内容である。

I 序言

II 鋼塊の検査其他

III 介在物の成因及び形成 (J. H. Andrew, T. Raine & S. B. Vickers)

IV 鋼の全酸素定量法たる真空熔融法 (H. A. Sloman)

V 鐵鋼中の酸素定量の文献 (R. Elsdon)

VI 窒素の定量及び結果 (T. Swinden & W. W. Stevenson)

VII 鐵鋼中の窒素定量の文献 (G. C. Lloyd)

VIII 鐵鋼中の瓦斯と鋼塊凝固に及ぼす影響 (T. Swinden & W. W. Stevenson)

IX 真空中或は特定瓦斯中に溶解せる炭素鋼の機械的性質 (J. H. Andrew & H. Elliss)

X 鋼塊中の偏析 (J. H. Andrew & E. M. Trent)

XI 酸素及び炭素量の異にする鋼塊の氣泡の位置に及ぼす鑄込温度の影響 (C. A. Edwards, R. Higgins, M. Alexander & D. G. Davies)

XII 鋼の組成と差別的凝固が鋼塊偏析に及ぼす影響 (L. Northcott)

II に於ては委員會の將來の研究方針も示されてゐる。第5回報告後の試験鋼塊は縁付鋼塊3種(鹽基性轉爐鋼2種及び鹽基性平爐

鋼 1) 鎮靜鋼塊 2種 (18~8 Cr-Ni 常輝鋼及び 13% Mn 鋼) 半鎮靜鋼塊 2種、遠心鑄造鋼塊 1種等で、是等の縦断面を研磨し、硫黄印書を採り且つマクロ腐蝕で不均質性を検してゐる。

III 及び IV には Sheffield 大學及び N. P. L に於ける鋼中の酸素に關する研究が記されてゐる。普通鋼中の酸素を加熱抽出法及びヨード法で定量し比較した。鋼中の特殊元素の炭化物及び硫化物はヨード法に高値を與へる。一般に炭素量の大なると共に豫期の如く酸素含有量は低い。電氣爐鋼は特に含酸量が低い。之は熔鋼に Al を添加し脱酸が充分行はれた爲めであるが、溶溶解せる FeO は除かれない。此の FeO は鋼の凝固と共に分離しヨード法で高値に検出されると解した。轉爐鋼も良好なものは含酸量は低い。加熱抽出法の誤差の導入原因を追究した結果、鋼中の Mn が 1% を超える時は装置は頻りに更新する要あるを認めた。

VI 及び VII に於ては鋼塊中の窒素の分布を検し且つ窒素定量法の標準的なものを推奨してゐる。VIII では鋼中の瓦斯が凝固に及ぼす影響として熔鋼に種々の瓦斯を吹き込み氣泡發生狀況を検した。是等は CO, CO₂, H₂, N₂ 等が鎮靜鋼並に非鎮靜鋼の氣泡の位置、發生量等に及ぼす影響の概括的なもので、定性的な研究であるが、窒素は鋼の健全性を増すものと説てゐる。

IX に於ては鋼の機械的性質に及ぼす瓦斯の影響を検する爲め、先づ鋼を高度の真空中に熔融し、試験片に鑄造した。真空熔融は鋼中の相當量の C, 大部分の Mn 及び殆んど全部の O₂ を損失し、抗張力、伸等を低下する。之を再び H₂, N₂ 等の瓦斯中に溶解すれば抗張力を高め CO 瓦斯中に溶解すれば O₂ 含有量を増加し、降伏點結局強度を著しく増大する。是等の瓦斯は顯微鏡組織に影響するのみならず變態點、共析點にも影響を及ぼす。

熔融中鑄造前迄空氣、H₂ 及び N₂ を吹き込み、冷硬鑄造した試験片と、通常如く熔解し Al で脱酸したものとの比較は X に述べられてゐる。分析、マクロ及び顯微鏡的試験、硫黄印書等で試験鋼塊を検した結果 C, P, S 等の偏析は氣泡と深い關係があり、例へば H₂, CO 等の瓦斯が鋼中である濃度に達すれば、凝固速度に應じて不純な融液を析出せしめる作用をなし、外側に近く不純物を偏析せしめるとの説を述べてゐる。Al は瓦斯を除き氣泡發生を防止し且つ偏析を阻止する。

XI に於ては O₂ 及び C 量を種々異にする鋼を、鑄込温度、鑄型形状及び豫熱温度等を變更して氣泡に及ぼす影響を検したが、結果は充分明かでない。

XII に於ては文獻から鋼中の C, Si, Mn, P, S, O₂ 等の元素が、固態、熔態にて如何なる状態にて存在するかを理論的に論じてある。文獻より考へれば、是等の元素は Fe 又は Mn と化合して存在する結論となる。又各成分は凝固に當り差別的に固化して樹枝狀偏析を來すが、之には冷却の時間並に擴散を考慮し、偏析傾向も鋼種に依り異にするを論じてゐる。

委員長 W. H. Hatfield 氏は鋼塊に就て目下論争中の諸點を述べ、且つ委員會は猶研究進行中であり、インゴットケースの材質、寸法、命数に關しては委員關係工場より參考資料を輯集し、1934年 11 月に鋼塊鑄型小委員會の成立を見た事を報告してゐる。

(M. A)

鋼塊の押湯に關して (Sixten Wohlfahrt, 1 Juni 1935. Jer-nkontor の講演大會) 鋼塊のパイプ(收縮孔)は、上廣の鋼塊に於て、而も湯の上面からの熱の逸出が防がれた時特に、鋼塊の最上位に位置する。高位置にして而も小さなパイプを作る爲には、上注ぎ

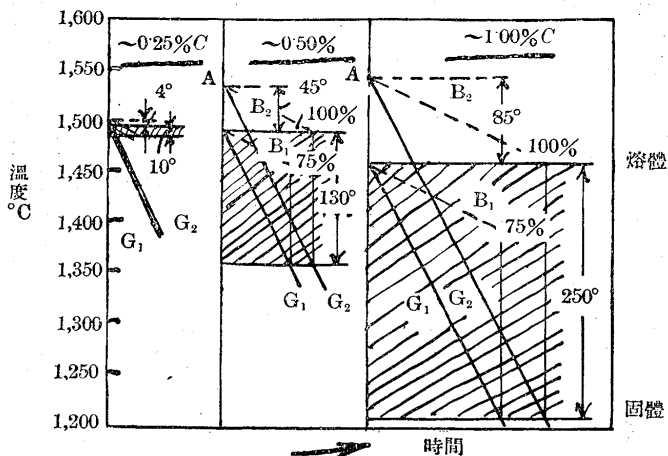
がいゝか、下注ぎがいゝかに就ては、勿論早断は許されぬ。一般に鋼塊の上部と下部に於ける温度差が激しい程、パイプは小さく出來る。此の點から云へば、上注ぎの方が有利である。其の代り、下注ぎでは鑄込速度が小さいと云ふ利益がある。それに、下注ぎでは熱い湯が上の方に來ないとは恐らく断言出來まい。むしろ、湯は中央を上の方に飛び上つて、それから四方に分れて壁に傳つて下に降りると考へる方が本當かも知れぬ。兎に角何れの方法にしても、良結果を得る事は出來るのだ。

今日パイプを小さく作る爲に何よりも最もよく用ひられるのは、鋼塊頭部の適當な断熱とか、上部から別に熱を加へてやると云ふ熱的方法に依るもので、上下から壓力を加へてやる機械的方法是は用ひられない。鋼塊頭部の断熱には、鑄型上部に耐火材料を埋込んだ法と、耐火材の追加頭部が利用されて居る。

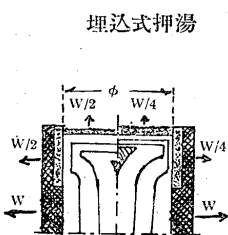
押湯の長さの適當な選擇は特に重大である。それは第一に鋼の收縮、即ち其の成分及び鑄込温度、第二に耐火材料の熱傳導率、第三に鑄込速度に關係する。更に種々の成分の鋼の熔融範圍を考慮するを要す。第 1 圖は、押湯の冷却線(B 直線)、及び鋼塊本體の冷却線(G 直線)を示して居る。鋼の熔解點を凝固初まりとして、實際の過熱温度の間を熔融範圍として斜線で示した。G₁ 直線で鋼塊が 75% 凝固したとすれば、若し鋼塊が全部凝固し終るまで押湯が尙熔融状態である爲には A₁ 點まで鋼を過熱すればいゝと云ふ理論的な數値を得る事が出來る。併し實際には事情が仲々複雑して居るので、最も良い鑄込温度は實驗に依つて決定せねばならない。

第 2, 第 3 圖は押湯の冷却模様を示すものである。第 2 圖は角柱の埋込式第 3 圖は圓錐形の追加頭部。中央の斜線部が熔融状態を示して居る。後者の追加頭部が、前者より殘留熱量に於て遙かに勝る事は、第 3 圖左半分、第 2 圖左半分に見る通りである。第 3 圖右半

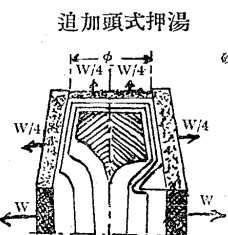
第 1 圖 鋼塊及び押湯に於ける鋼の冷却圖



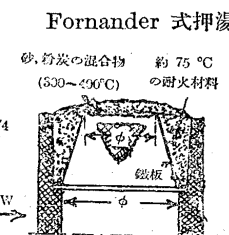
第 2 圖 埋込式押湯



第 3 圖 追加頭式押湯



第 4 圖 Fornander 式押湯



は、耐火材料のリングを入れる事に依つて、更に冷却が弱められる事を示す。尙第 2 圖右半に示す様に、湯面をよく断熱する事は非常

に有意義な事で、よく注意すれば、埋込式のものでも追加頭部式のものに匹敵する位の能率を上げ得る。

圓錐形型の追加頭は鑄型に對して注意深く密着させるを要す。普通これはクサビとナットとで行はれるが、餘程丁寧になければ安心出来ない此の方法には更に鋼塊の上縁を廣くしなければならぬ缺點がある。これは鋼塊の冷却を早め、二次パイプの發生を助長する。但し、耐火材料製のリングを入込む事は、是等の危険を除いてくれる。更に押湯を鋼塊から離し易いといふ便利もある。

追加頭式と埋込頭式の兩者の利點を共有せるものに Fornander 氏法がある。此の法では第4圖に示す様に鐵板で作つた圓錐形のものに鋼塊頂部に埋込み、鑄型との間に耐火材料を填め込む。かうすると製造法も追加頭式より餘程簡單だし、耐火材料が鑄型内に落ち込む危険もない。費用もずつと僅少で済み、且つ押湯の形を變へる事も容易である。湯の上面を覆ふ材料には、砂に微粉炭を混じたものを用ひ、これを 300~400°C に豫熱して使用する。此の豫熱は、粉炭が湯の表面で速かに燃焼し、從つてよく保熱するといふ利益を持つて居る。これは冷たい砂を使用したものと比較實例が明瞭に示して居る。更に湯の表面(砂の下に)に木の板を浮かせる事は、もつとよい効果を擧げて居る。

(深 堀)

6) 鐵及び鋼の加工

鋼ロールの表面硬化 (Dat. Dwyer. The Foundry august 1935) 合金鋼の場合も炭素鋼の場合も操作は殆ど同じで只合金鋼の場合は少くとも2時間の精錬後炭素が目的の量になる様最初の炭素量を多くせねばならない。Si 及び Mn は C が適當量になつてから加へその後 20 分にして湯を出す。湯は約 2,900°F で出し鑄込温度はこれより一寸低い。0.50% 炭素鋼では 2,725°F で 2% の合金鋼では 2,550°F で鑄込む。型は 95~98% の SiO₂ を含む高級な珪砂で作る。肌砂は粘土と水で粘ばし使用するまで攪磨機に入れて置く。型は 700~800°F で大きき及び砂の量により 12~36 時間乾燥爐で乾かす。湯を注いでから 36~72 時間置く。

型から出したら之を燒鈍する。鋼ロールは二度燒鈍する。先づデンドライトを壊すために 1,750°F で行ひ次に C 及び特殊元素の量により 1,450~1,550°F で行ふ。共に徐冷をなし 1,750°F の保持時間はロールの直径 1" につき 1 時間とする低い温度の方は 1" につき 1.5~2 時間とす。近時波型ロールはこれらの方法と異なる方法で作る。鑄物が出来てから最も軟かく最も丈夫な状態に熱処理を行ひ完全に仕上をなすこの際波型も同時に全部仕上をする。これらのロールは新しい高級な次の様な成分の空中燒入の效くもので作る。

	C	Ni	Mo	Cr	Mn
普通ロール	1.00	1.50	0.35	1.00	0.75
波型ロール	0.45	—	0.35	—	1.25

普通の平な面のロールは4回の熱処理を行ふ。先づソルマライズをなし燒鈍し荒仕上をして空氣燒入をなし次に S. H. N. 50~60 にする。波型ロールでは燒鈍し Torck 硬化法で S. H. N. 80~90 にする。この目的には特殊な方法があり之は特許で Torch と Spray を一緒に行ふものである。これでは硬化が正確で然も歪を生じないと稱せられてゐる。この方法は硬化したい部分だけに限ることが出来簡単にいふとパーライトをもろい硬いマルテンサイトにせず靱性ある硬いソルバイトにするのである。普通の燒入れでは全體を熱するからもろくシヨックに耐えなくなり又加熱により變形をする。この方法ではそんな事はなく最もよい方法だと思はれる種々のロー

ルの炭素量と硬度を示すと次の様である。

炭素鋼ロール

C%	<0.50	0.50~0.70	0.70~1.00	>1.00
S. H. N	28~30	30~32	32~34	34

モリブデン鋼ロール

C%	<0.70	0.70~1.00	1.00~1.25	1.25~1.50
----	-------	-----------	-----------	-----------

燒鈍のもので S. H. N 30 で高炭素硬化ロールで S. H. N. 60 位なり

マンガン鋼ロール

C%	1.20~1.75	1.75~2.00	2.00~2.25	2.25~2.50
S. H. N	36~42	42~45	45~48	48~50

高炭素鋼ロール

C%	2.50~2.75	2.75~3.00	S. H. N 50~53	53~56
----	-----------	-----------	---------------	-------

この鋼は高マンガン Ni, Cr, Mo 鋼なり

アダマイトロール

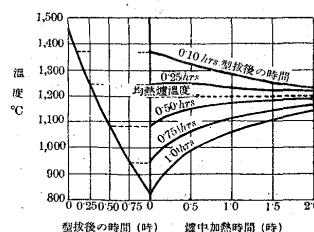
C%	1.20~1.30	1.40~1.60	1.80~1.90	2.20~2.30	2.50~2.60
S.H.N	36~38	36~40	42~45	45~48	50~55

(及 川)

鋼塊の加熱 (Iron & Coal Tr. Rev., Aug. 9, 1935, p. 206) 鋼塊を均熱爐で適當な壓延温度に充分均一に加熱する場合鋼塊を空氣中に曝して置く時間をどの位にしたら良いか? Helweg は普通の幅 560mm 位の鋼塊では 30 分後に型抜きをすれば鋼塊は鎔解温度即ち 1,450°C 位で全部凝まつて居ると云つて居る。之を基礎として考へて見るに30分以後は裸で空中に曝されるとすれば、これからの温度降下は第1圖の様になる。即ち 15 分後では平均温度は 1,250°C でこの場合中心の温度は 1,430°C 周囲は 1,000°C 位である。この時に鋼塊が 1,200°C の均熱爐内に装入されたとすれば鋼塊平均温度は爐熱より高いので在爐中鋼塊平均温度は下り爐熱と等しくなるには長い時間がかかる。第1圖に於てこの曲線が最初少し上昇して居るのは装入により表面の温度が上りその爲一時平均温度が上つたためである。均熱爐に鋼塊の入つて居る時間は一般に1時間乃至1時間半と云ふ短時間のものであるからこの時間内に 1,200°C 位の鋼塊内外共に著しい差のない壓延温度を與へなければならない。即ち型入りのまゝ 30 分、型抜き後 15~30 分経過した鋼塊をこの時間内で確實に 1,200°C ± 50°C 位の壓延温度に加熱しなければならないわけで

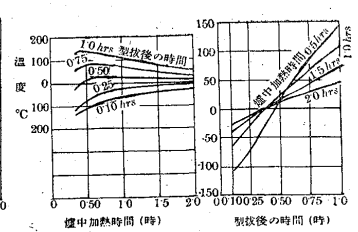
第 1 圖

均熱爐中の鋼塊平均温度



第 2 圖

鋼塊表皮と中心の温度差



ある。第2圖は鋼塊の空氣中に於ける放熱時間と爐中加熱時間に關する鋼塊外周及び中心の温度差を示すもので爐中加熱 30 分のものを除けば(第2圖右側)型抜き後 0.38 時間即ち 23 分のもが加熱時間に無關係に完全に均熱され得ることを知る。形抜き後の時間がこれより長くなると實作業的時間内では完全均熱は不可能である。型抜き後 0.38 時間の鋼塊温度はそれではどの位かと云ふと第1圖によれば壓延温度より 50°C 下がつて居る。充分なる均熱は鋼塊中心が 1,200°C 以上で、冷えた外皮に對する熱の流入が鋼塊中心からと爐熱からの兩方から起る場合得られる。

(G. M)

7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

熔銑爐熔解鐵の過熱 (Garnet P. Phillips, The Foundry August 1935) 黑鉛を含む鐵を熔銑爐で溶かした場合に熔融狀態の鐵の中には冷却の時より多くの又荒い黑鉛の生成の根元であるニュークレアスとして作用する所の熔けてゐない黑鉛粒子を含んでゐるといふ事は一般に認められてゐる。又この様な鐵を更に過熱するとこのニュークレアスが全部吸収されて冷却の際には更に微細な一様質に分布した黑鉛を有する良の鐵が得られることも知られてゐる。著者はシリンドラライナーの製造に當り電氣爐でこれに就て二三の實驗を行つて見た。試験は次の3種別にして行つた。

- 第1類 $\left\{ \begin{array}{l} Ni \text{ 及び } Cr \text{ を多量に含有するもの。} \\ \text{キヌボラ熔解鐵 } 20\%、\text{鋼 } 37\%、\text{銑鐵 } 43\%、\text{屑鐵。} \end{array} \right.$
- 第2類 $\left\{ \begin{array}{l} Ni \text{ 及び } Cr \text{ 少量を含有するもの} \\ \text{キヌボラ熔解鐵 } 53\%、\text{銑鐵 } 47\%、\text{屑鐵} \end{array} \right.$
- 第3類 $\left\{ \begin{array}{l} Ni \text{ 及び } Cr \text{ を多量に含有するもの} \\ \text{第1類の場合と同様。} \end{array} \right.$

凡て温度測定は光温度計によつた。試験用の抗折及び抗張試験棒を採り化學成分を調べた、試験棒は鑄込の儘では 0.675" で仕上後は 0.600" とした。硬度試験は前二者の試験片の断面で側つた。

1.20" の抗折試験片の場合には中心と端の中央部でブリネル試験を1度、ロックウエル B 試験を4度行つた。抗張試験片の場合には同様の位置をブリネルは2度ロックウエル B 試験は8度行つた。

熔銑爐の温度は湯口で 2,845°F である。試験棒は 2,610~2,568°F で鑄込んだ。電氣爐による過熱は 2,993°F でこれの試験棒は 2,900°F で鑄込んだ。

第三番目の試験の棒は取瓶で過熱湯を冷して 2,630~2,560°F で鑄込んだ。化學分析及び物理的諸性質は第1表に示し抗折試験の結果

第 1 表

	Si	C	G.C	C.C	S	P	Mn	Ni	Cr
1. 熔銑爐	2.28	3.21	2.75	0.46	0.084	0.241	0.60	0.42	0.18
2. 過熱	2.19	3.22	2.63	0.59	0.086	0.244	0.63	0.40	0.20
3. 過熱後冷却	2.20	3.22	2.68	0.54	0.089	0.243	0.52	0.40	0.19

	抗折試験片		抗張試験片		抗張力 lbs/in ²	抗折力 荷重 lbs	撓み inch
	B.H.N.	R.H. N.B.	B.H.N.	R.H. N.B.			
1.	187	93.7	196	91.5	37,085	2,470	.310
2.	207	96.5	212	94.6	37,775	2,325	.235
3.	207	96.0	207	93.2	37,205	2,260	.230

を第2圖に示す。第1類の場合の結果を見るに電氣爐過熱では Si が少々増し結合炭素は明かに増し黑鉛は減じて硬度は上昇してゐる。過熱により抗張力は少しく増すが抗折力撓みは明かに減じてゐる。過熱は Modulus of rupture を減じ剛性を増してゐる。

第2類の試験は銑鐵屑を混ぜた場合で鋼を全然使用せず熔銑爐

第 2 表

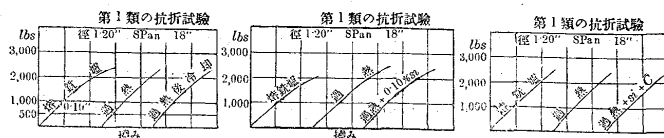
	Si	C	G.C	C.C	S	P	Mn	Ni	Cr
1. 熔銑爐	2.44	3.30	2.72	0.48	0.091	0.348	0.51	0.19	0.05
2. 過熱	2.39	3.24	2.69	0.53	0.096	0.350	0.44	0.17	0.04
3. 過熱後冷却	2.47	3.24	2.75	0.49	0.093	0.347	0.45	0.17	0.05

	抗折試験片		抗張試験片		抗張力 lbs/in ²	抗折力 荷重 lbs	撓み
	B.H.N.	R.H. N.B.	B.H.N.	R.H. N.B.			
1.	196	92.5	192	91.2	31,335	2,025	0.275
2.	192	94.0	204.5	93.3	34,675	2,475	0.305
3.	196	94.5	196	92.1	35,420	2,375	0.280

第 2 圖

第 3 圖

第 6 圖



で溶かした場合である。熔銑は湯口で 2,800°F で試験棒は 2,400~2,350°F で鑄込んだ。電氣爐による過熱は 2,970°F で試験棒は 2,900°F で鑄込んだ。三番目のものは爐中で 0.10% の Si を加へてから 2,400~2,350°F で鑄込んだ。化學分析及び物理試験結果は第2表に示し抗折試験結果は第3圖に示す。

第2種の過熱では Si 少々減じ黑鉛及び結合炭素共に少しく變化して全炭素量が減じた。物理的諸性質は凡て向上してゐる。

過熱したものに少量の Si を加へたら物理的性質は熔銑爐鐵よりはるかに良い。第3類の試験は特に NiCr を多量に含むものにつき行つた。湯は湯口で 2,830°F で試験棒は 2,500~2,610°F で鑄込んだ。過熱の方は 3,004°F で試験棒はこれより一寸低い温度で鑄込んだ。過熱してからチルの影響をなくするために Si 及び C を爐中で加へ試験棒を 2,645~2,700°F で鑄込んだ。化學分析及び物理試験結果は第3表に示し抗折試験結果を第6圖に示す。

第 3 表

	Si	C	G.C	C.C	S	P	Mn	Ni	Cr
1. 熔銑爐	2.29	3.24	2.72	0.52	0.064	0.238	0.66	1.72	0.63
2. 過熱	2.30	3.25	2.65	0.60	0.069	0.238	0.65	1.72	0.62
3. 過熱後炭素投入	2.39	3.33	2.77	0.56	0.074	0.234	0.62	1.73	0.60

	抗折試験片		抗張試験片		抗張力 lbs/in ²	抗折力 荷重 lbs	撓み
	B.H.N.	R.H. N.B.	B.H.N.	R.H. N.B.			
1.	228	99.0	228	98.3	44,490	2,550	0.260
2.	223	99.2	235	99.3	40,515	2,420	0.235
3.	207	97.2	228	98.5	40,630	2,325	0.240

試験結果を見るに熔銑爐で高温鋼屑を混じて熔解した合金鐵を過熱しても大した性質の改善は伴はぬが銑鐵のみを又は特殊元素の少ない鐵を銑鐵屑と混じて熔銑爐で熔解したものは明かに性質が改善されてゐる。組織の點を見るに合金鐵の方では黑鉛の形状及び分布状態が少しく變化してゐるが第2類の銑鐵屑のみのものでは何ら良くなつて居ない。

(及川)

發條鋼の研究 (J. H. Andrew & G. T. Richardson: Advance Copy, Iron & Steel Inst, May, 1935) 發條鋼の疲労抗力は發條製作中の表面の脱炭に依り著しく害せられる事實から C 0.45%, Si 2.02%, Mn 0.78% の Si-Mn 鋼を試料とし、同一鋼塊よりピレット6個を切り採り、熱處理、壓延等に依る脱炭量を硬度と顯微鏡試験より檢した。焼入效果其他に就ては 0.6% 炭素鋼 C 0.52%, Cr 1.27%, V 0.25% の Cr-V 鋼等と比較を行ひ、次の如き結論を得た。

(1) 加熱爐の種々のものを比較した結果は床積コークスを有する瓦斯爐が脱炭、酸化等に就ては最良の結果を示したが製品の脱炭、組織、硬度、肌等に就ては自動的のコークス爐が最も良い。壓延前の脱炭の如何に關せず 2~3 分間の壓延も相當量の脱炭をなすこと

(2) 壓延前の加熱温度は高い程結晶粒を成長せしめ、製品の肌は良好となる。

(3) 壓延前の結晶粒粗大なると壓延率の大なることは製品の組織を均等とする。壓延率は 80% 以上を可とする。低温且つ低壓延率の時は組織は不均一となる。

(4) 壓延後の表面の鐵肌の量は焼入效果に影響があり、鐵肌少く

脱炭大なるものは最高の硬度を得られる事は豫期に反する。

(5) Si-Mn 鋼は C 鋼並に Cr-V 鋼に劣る。其の理由は Si-Mn 鋼の鐵肌は脱炭し易く、従つて脱炭が激しい。質量効果が大きい。焼入後の組織も温度に依つて變化し易く、製品の肌は良好でない。如何に注意するも酸化物が表面に嚙まれ易い。

(6) Cr-V 鋼は最良である。其の理由は、同一條件の下では何れの鋼よりも酸化、脱炭が少ない。結晶粒間に酸化物の侵入介在することがない。質量効果なく、焼入組織は安定である。(M A)

鋼中の白點 (Iron & Coal Tr. Rev., July 26, 1935, p. 128) 白點の發生原因と思はれるファクター次の如し。(a) 不均一冷却による歪 (b) 造形による歪 (残留加工歪) (c) 變態による歪、又冶金學的條件としては (a) 偏析 (b) 含有微滓 (c) 瓦斯。Houdremont 及び Korschán 兩氏は廣汎な實驗の結果次の様に云つて居る。白點は特殊鋼 (特に Cr 鋼及び Ni-Cr 鋼) にのみ生ずるものではなく C 0.2% 以下の普通鋼にさへ發見する。W 鋼は特に甚だしい。又製鋼法も白點の發生に影響を及ぼし坩堝鋼、酸性平爐鋼、酸性高周波電氣爐鋼等は鹽基性平爐、鹽基性電氣爐鋼よりもこの出かたが少くない。又鋼塊が大きい程白點が出易い。鑄入温度が低い程この傾向を減少するが之は著しいものではない。反之鑄入速度は著しい影響を及ぼし徐々に注ぎきへすれば白點は絶對に出ない。鋼塊の形は殆んど影響がないが鑄型塗料の性質は著しい影響を及ぼす。即ち塗料を施さないもの或はグラファイト塗布のものは白點が出難くニス

狀物を塗りつけ又は噴きつけた鑄型壁は白點に敏感である。これはニス狀塗料中の水素の爲である。又鋼塊の頭部及び中央部が底部よりも白點が出易い。

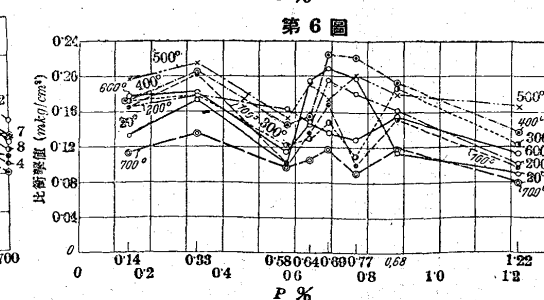
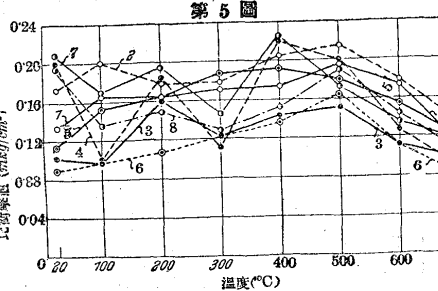
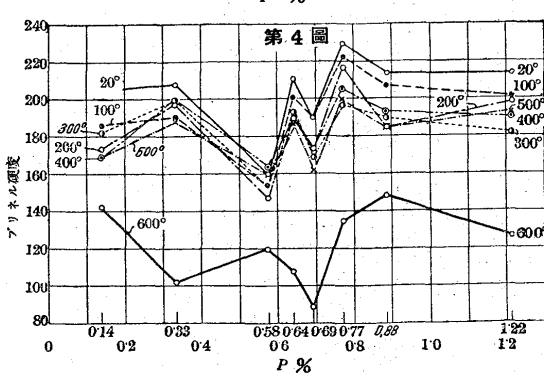
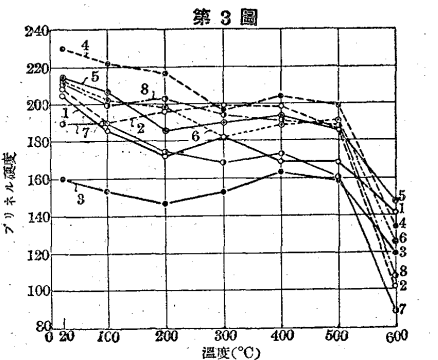
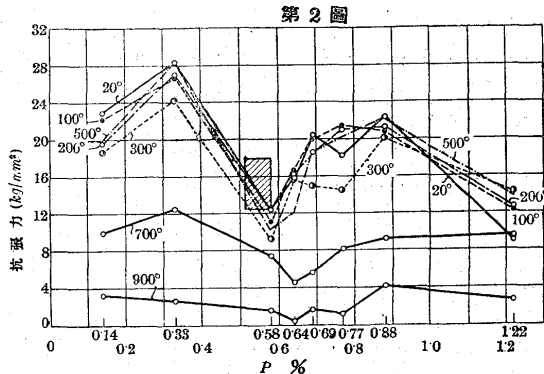
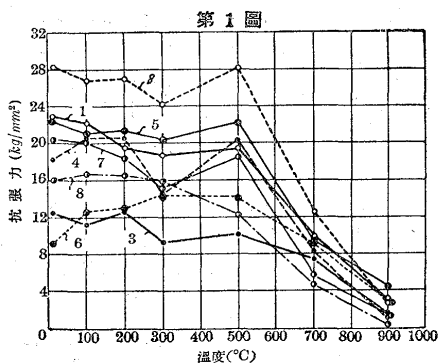
白點の出る温度は從來確實には解らなかつたが研究の結果これが 400°F (204°C) 附近であることがわかつた。即ち 600°F (316°C) 或はそれ以上の温度で冷却爐から出した Cr 鋼及び 400°F 附近から出した Ni-Cr 鋼には白點を生ずるが同様の試料を 200°F (93°C) 或は常温で冷却爐から出したものには白點は出なかつた。この實驗は色々異なつた條件異なつた試料で繰り返されたがいづれも 400°F 附近まで空氣中で速冷しこの温度或はこれより少し高い温度で再び爐に入れ 400°F から緩冷すると白點が出ない。それで Houdremont, Korschán 兩氏は白點は 400°F から 200°F の附近で生ずるものであると結論して居る。又鍛造の程度が進むに従つて白點は減少しこれを繰り返すことによつて白點のない鋼を得られることも解つた。之等の實驗らか Houdremont, Korschán 兩氏は從來の純歪説は不當であるとなし又非金屬微滓の

偏析も同様に白點發生の條件たり得ないと云つて居る。Whitely の所謂鑄鋼の過酸化説乃至は窒化物の分解説も同様に同意しがたしとして居る。多數の獨逸の學者等の新實驗に依れば白點の原因は水素によると云ふ假設が甚だ有力である。(G. M.)

高温に於ける鑄鐵の機械的性質に及ぼす磷の影響 (Max Paschke und Friedrich Bischof: Die Giesserei, 22 Jahrg. Nr. 19, 13. September 1935. S. 449.) 11 種の試験棒を 50kg の高周波電氣爐で鑄融した。此際鑄解時間 (約 3 時間) 過熱温度 (1,380°C) 及び鑄込温度 (1,290°C) 等を出來るだけ一定にした。試験棒は砂型に鑄造した。一種の鑄解毎に直径 30mm, 長さ 450mm の棒を 10 個製作した。鑄造後 10~15 分間して中央の試験棒に達するまで鑄型の中央部に孔を明け、此處に熱電對を挿入し、鑄型の中央部の温度

第 1 表

Melt No.	T.C %	G.C %	C.C %	Si %	Mn %	P %	S %	H ₂ O %	Si/Mn
1	3.70	2.80	0.90	1.88	1.52	0.14	0.077	6.90	1.24
2	3.46	2.61	0.85	1.90	1.10	0.33	0.112	7.35	1.73
3	3.66	2.91	0.75	2.14	1.35	0.58	0.058	9.04	1.58
4	3.63	2.68	0.95	1.71	1.31	0.77	0.086	8.82	1.31
5	3.50	2.68	0.82	1.88	1.14	0.88	0.088	7.72	1.65
6	3.53	2.75	0.78	1.83	1.16	1.22	0.052	7.72	1.58
7	3.36	2.62	0.74	1.88	0.53	0.69	0.104	9.14	3.56
8	3.67	2.93	0.74	1.22	0.55	0.64	0.074	10.58	2.21
9	3.59	2.90	0.69	1.57	1.11	0.52	0.076	6.11	1.41
10	3.82	3.04	0.78	1.73	1.02	0.56	0.072	7.66	1.70
11	3.64	2.90	0.74	1.95	1.17	0.55	0.080	8.08	1.67



が約 200°C に降下した時 (鑄造後約 75 分) 鑄型を取り去つた。此の試験棒の成分及び砂の水分含有量は第 1 表の如し。

抗張力試験結果は第 1 圖及び第 2 圖に示す。

著者はこれにより ϵ_i 及び M_n は直接影響はないが S_i/M_n が關係ある點を説明してゐる。

之で見ると如く 0.33% P の場合に抗張力は最大で、而も 700°C までの各温度に於て然りである。500°C 以上の温度では P 量の如何を問はず抗張力の著しく減少することが一般に認められる。

次に各温度に於けるブリネル硬度試験結果は第 3 圖及び第 4 圖に示す。最後に衝撃試験に就ては第 5 圖及び第 6 圖の結果が得られてゐる。(山本)

合金鋼鑄物の成分と性質 (W. H. Hafield, Iron & Steel Ind. 8, 1935, 396) 炭素鋼鑄物は C 0.4% 迄は抗張力 28~40 t/cm² あり相當延性も大であるが C の増加と共に延性を害する。特殊成分を添加すれば延性を害する事なく抗張力を高めることが出来る。第 1 表は英國に於ける實際を基としたもので、例へばマンガン鋼では Mn 1.5% で C 0.4% の炭素鋼と同一抗張力を得られ C を 0.25% に減ずれば靱性を更に大となし得る如きである。合金鋼鑄物は鑄造後の熱處理が絶対必要である。1.5% Mn 鋼は荷重の大なる齒輪、ピニオン等に用ひられ Ni-Cr 鋼は降伏點靱性を向上せしめ Mo の添加は熱處理効果を大とし衝撃抗力が著しく大となる。C-Cr 鋼は耐磨耗に適する。其他耐熱、耐酸等の用途に高合金鋼の用途は廣い。オーステナイト鋼の常温に於ける強度は W の添加に依り著しく改善される。(M A)

鋼の加工時効に及ぶ酸素と窒素の影響に就いて (Walter Eilender, Heinrich Cornelius und Helmut Knüppel Archiv

für das Eisenhüttenwesen. Heft. 11. Mai 1935.) O₂ と N₂ の加工時効に及ぶ影響に就いては種々異なる説があるが C の含有量を同時に考慮して試験する必要がある。

試験材料として電解鐵 0.03% C, 0.008% Si, 0.001% P, 0.002% S のものを用ひ熔解する前の電解鐵をアムモニヤ氣中に 600°C で處理した、又酸素の媒介物として酸化した電解鐵を加へたスウェーデンの木炭鉄とカルボニル鐵の 2.97% C のものを混ぜて良く熔解して加炭を行つた、熔解はタンマンの炭素管で N₂ を通して行つた。

試料は 700g で 10mm² のものに打延ばし常態化した上一部分 250°C で 1 時間半焼鈍して 10% 常温加工して時効を起した。

時効の影響を定めるために各試料を 5 回常態化して時効を起しめ長さ 400mm 重さ 5g のアイゾート、ハンマーで行つた時の衝撃値を測定したが其結果は第 1 表の如し。

0.01% C 以下の試料に於ける衝撃値の變化は O₂ 含有量の相異によりて下さる。

第 1 圖は常態化した 0.005~0.009% C の試験片の O₂ の含有量の變化に依る衝撃値の變化を示す。(第 1 圖省略)

C の含有量の高いものは O₂ の含有量は普通低い爲めに衝撃値には餘り影響無し C の含有量等しきものに於ける N₂ の時効に及ぶ影響を第 1 表に示す。表により總ての場合に於て N₂ の増加と共に時効に依る衝撃値の減少の傾向が解る。

第 2 圖は炭素と N₂ の時効に及ぶ影響を示す。(第 2 圖省略)

試験された C 量のものに於ては N₂ の増加と共に時効性が増してゐる、又一方同様な N₂ の含有量に於ては C の増加と共に時効性は減ずる様で C 0.007% で時効に依る衝撃値の減少は 68~80% になり C 0.17% で 45~66% になる。

(「合金鋼鑄物の成分と性質」の附表)

第 1 表

	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	熱處理	最高内力 t/cm ²	降伏點 t/cm ²	伸%	絞%	ブリネル	縮み代 in/ft	液相/固相
炭素鋼	0.21	0.27	0.63	—	—	—	—	A 900°C	26/30	13/17	35/20	55/30	111/126	3/16	1525/1490°C
	0.32	0.24	0.73	—	—	—	—	A 890	29/34	14/18	28/18	45/24	121/149	〃	1520/1460
	0.39	0.26	0.64	—	—	—	—	A 860	35/40	18/21	20/15	30/18	159/179	〃	1510/1430
	0.62	0.22	0.66	—	—	—	—	A 840	45/50	—	—	—	196/225	〃	1500/1390
	0.73	0.27	0.69	—	—	—	—	A 810	50/55	—	—	—	225/255	〃	1490/1360
合金鋼	0.23	0.31	1.41	—	—	—	—	A 920	35/40	18/22	23/18	35/25	159/179	3/16~7/32	1510/1450
	0.43	0.24	1.36	—	—	—	—	A 900	40/50	20/28	15/10	25/15	183/229	—	—
	—	—	—	—	—	—	—	O.H 870°, T 600/650°	50/60	30/40	15/10	25/15	229/277	3/16~7/32	1500/1400
	0.36	0.28	0.53	1.62	0.76	—	—	A 900, OH 870°, T 550/650°	40/50	25/35	15/10	25/15	183/229	3/16	1510/1450
	0.32	0.23	0.72	1.87	0.78	—	0.38	A 900°, AH 870°, T 550/650°	50/60	35/50	18/10	30/15	229/277	3/16	1500/1420
不銹鋼	0.43	0.29	0.58	—	0.89	—	—	A 900°, OH 870°, T 550/650°	40/55	30/45	15/10	25/12	183/248	3/16	1510/1450
	0.29	0.48	0.53	—	1.3	—	—	OH 930/980°, T 700/750°	40/45	20/25	25/20	45/35	183/207	1/4	1500/1430
耐酸鋼	0.17	0.31	0.57	1.70	17.9	—	—	OH 960/990°, T 500/550°	45/50	28/32	18/15	30/20	207/228	1/4	1500/1420
	0.10	0.73	0.38	8.20	18.4	0.63	—	AC 又は WQ 1,150°(常輝鋼) AC 又は WQ 1,050°	32/37 37/42	15/17 16/19	45/25 25/15	45/25 25/15	143/170 170/192	9/32~5/16	1470/1400
耐熱鋼	0.14	1.6	0.49	10.2	25.8	—	—	AC 1,050°	34/38	16/18	25/20	30/25	156/174	9/32~5/16	1450/1390
	0.14	1.76	0.43	11.4	23.9	3.2	—	AC 1,050°	35/40	17/20	25/20	30/25	163/183	—	—
	0.29	0.97	0.67	—	29.6	—	—	OH 1,050°, T 600/700°	26/30	—	—	—	114/131	1/4	1450/1380
	0.97	0.84	1.12	63.8	22.1	—	—	AC 1,000°	22/32	18/27	10/20	—	138/180	1/4	1300/1250
高透磁 率鋼	0.09	0.30	0.10	—	—	—	—	A 900°	24/28	13/16	35/25	55/35	103/161	3/16	1530/1490
高温用 鋼	0.18	0.24	0.63	—	—	—	0.51	A 900°, AH 870°, T 650°	32/38	17/26	26/20	42/30	143/174	7/32	1520/1470
	0.32	0.36	0.78	—	—	—	0.58	A 900°, AH 870°, T 650°	34/42	18/28	25/18	40/28	156/192	7/32	1520/1440
耐衝擊鋼	0.25	0.26	1.43	—	—	—	0.51	A 900°, AH 870°, T 650°	40/50	25/35	20/12	30/18	183/229	1/4	1500/1430
耐磨耗鋼	0.73	0.34	0.81	—	1.62	—	—	A 920°	—	—	—	—	201/321	3/16	1490/1340
	—	—	—	—	—	—	—	OH 又は AH 870/900°, T 550/650°	—	—	—	—	241/401		
	1.07	0.72	12.8	—	—	—	—	WQ 1,000°	—	—	—	—	<241	5/16	1400/1350

第 1 表

試料 番號	成分%			衝擊値			試料 番號	成分%			衝擊値		
	C	N ₂	O ₂	常態化せ るもの mkg/cm ²	加工して純 せるもの mkg/cm ²	時效に よる減 少%		C	N ₂	O ₂	常態化せ るもの mkg/cm ²	加工して純 せるもの mkg/cm ²	時效に より減 少%
1	0.005	0.012	0.132	7.5	1.9	75	27	0.012	0.010	0.0045	4.5	1.7	63
2	0.006	0.011	0.095	7.4	2.2	71	28	0.012	0.012	0.003	4.9	1.6	68
3	0.006	0.012	0.011	9.1	2.3	75	29	0.012	0.013	0.003	5.1	1.6	68
4	0.007	0.009	0.007	7.0	2.2	68	30	0.012	0.018	0.004	3.2	1.3	75
5	0.007	0.011	0.123	6.1	1.2	80	31	0.014	0.009	0.005	4.2	1.6	61
6	0.007	0.015	0.151	5.3	1.3	76	32	0.014	0.013	不定	3.3	0.8	77
7	0.007	0.018	0.044	8.1	2.2	73	33	0.014	0.022	不定	4.3	0.9	80
8	0.007	0.023	0.050	7.8	1.8	77	34	0.020	0.014	0.004	1.6	0.8	51
9	0.008	0.013	0.128	6.3	1.3	80	35	0.020	0.020	不定	2.2	0.9	60
10	0.008	0.015	不定	7.8	2.5	68	36	0.030	0.010	不定	3.7	1.6	58
11	0.009	0.010	0.087	7.4	3.4	55	37	0.030	0.015	0.004	4.2	0.9	79
12	0.009	0.010	0.060	7.5	2.9	62	38	0.057	0.015	0.003	4.0	0.7	82
13	0.009	0.012	不定	6.2	2.4	62	39	0.11	0.011	不定	2.1	0.9	58
14	0.009	0.013	0.003	2.6	1.0	61	40	0.11	0.019	不定	4.0	1.4	64
15	0.009	0.015	0.004	6.1	2.0	67	41	0.117	0.016	不定	2.3	1.2	50
16	0.009	0.016	0.137	5.7	1.7	71	42	0.12	0.018	不定	2.5	0.9	65
17	0.009	0.017	不定	7.1	1.9	74	43	0.118	0.020	0.002	2.7	0.8	67
18	0.009	0.018	0.070	7.1	2.0	73	44	0.125	0.021	0.015	2.0	0.8	63
19	0.009	0.021	不定	6.3	1.1	82	45	0.17	0.011	不定	1.4	0.8	45
20	0.010	0.008	0.180	1.6	0.7	56	46	0.17	0.012	不定	2.3	1.2	50
21	0.010	0.009	0.003	4.3	1.4	67	47	0.17	0.015	不定	1.1	0.6	47
22	0.010	0.010	0.170	3.7	1.0	74	48	0.17	0.017	0.001	1.5	0.6	57
23	0.010	0.011	0.004	4.4	1.1	75	49	0.17	0.018	不定	2.2	0.9	58
24	0.010	0.012	—	4.5	1.0	78	50	0.17	0.020	0.0025	1.1	0.4	67
25	0.010	0.015	0.005	5.2	1.1	79	51	0.17	0.021	不定	2.6	0.9	66
26	0.012	0.009	0.0193	8.6	3.6	58	52	0.19	0.020	不定	3.1	2.5	19

Cの含有量の増加に依る時効性の減少はC含有量の高いものに限る此の事はG. Schmidt氏の實驗に依つて實證されてゐる。

Cと時効性との間の關係は未だ確定して居ない第1表に示す如く0.011%O₂のものと0.132%O₂のものに於て同量のCとN₂のもので全く同じ時効性を有す。

C0.17%の第1表の試料48番から50番に於て少しづつO₂を増加して行くと時効性が増す事がわかる、然し同時にN₂も増加してゐるから此の爲めに時効性が増すのかも知れぬとも思へる。

次に各元素と時効性との間の關係を詳しく述べる、先づN₂に就いて説明すればN₂の増加と共に高温に於てα鐵に對するN₂の最大溶解度より高くない限度でN₂の過飽和の状態が、常態化して室温に於て保持され得る此の事は前の實驗を正確づける。

過飽和の固溶體が次第に増す事はN₂の析出能力の高まる事を意味しこれに依り加工時効性の増減の傾向がわかる。

Cの増加と共にN₂は同じで時効性の減少する事はCの爲めにα鐵に對するN₂の溶解度が減少せしめられるからである。

W. Kösterは、磁氣時効性の實驗に於て試料をA₁以下に冷却してN₂並にCを過飽和に熔け込ましてCがα鐵に熔ける程N₂の析出は少くなる事を確めた。

此の確定は然し前述の含有量のものに對してはすぐ適用は出来ぬが常態化後の空氣冷却に於てN₂のみ適用出来る。

N₂の含有量は同じでCの増加と共に時効性の減少する事は前に説明されたがα鐵からの析出物と空中に於ける徐冷に依つて起るパーライトの變化に依つて生じたセメントイトはα鐵中のN₂の固溶體の過冷が核發生作用に依り減ぜられる、Cの増加と共に核の数が増すので室温でα鐵中にN₂の過飽和の固溶體が存在し其爲に時効性の減少が保たれる。

軟鋼に於ける加工時効性にはO₂は全く影響なき事はH. Dünwald und C. Wagnerの實驗によつて確證される。

急冷した軟鋼の加工時効性に及すO₂の影響に就いてはJ. Resekka, E. Scheil und E. H. Schulzが1,300°Cからの急冷はO₂の量、態及び含有量の分布に何等の影響が無いC0.009% O₂0.004%の第1表の試料15番目のものは常態化して500倍に擴大して尙良く認められるO₂の含有量を示した、それは1,000°Cから急冷しても何等變らなかつた。

室温で固體の鐵の中に融け込むO₂の含有量は0.004%以下で1,000°C迄は増加する様にみへぬ、加工時効性に及すO₂の影響は急冷した軟鋼に於て計算出来ぬ。

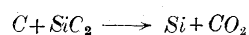
N₂は軟鋼の加工時効性に良い影響を與へるがN₂をして加工時効を起さす唯一のものとして終ふ事は正しくない。

W. Kösterの實驗に依ると時効を起さしてフライの腐蝕をしても何等別に歪模様に變りなくN₂の析出は全く無いと思へるがそれでゐる時効性は良くなる、加工時効性に及すH₂の影響は餘り明らかになされてゐない。

結論 軟鋼に於てN₂は加工時効性を高める一方Cの増加はN₂が同じ時やゝ此の時効性を減ぜしめる。

O₂は軟鋼の加工時効性に大した影響無し(根守)

鼠鑄鐵に及ぼす珪素の影響 (John W. Bolton The Foundry August 1935) 鼠鑄鐵はFe-C-Siの合金と見てよい。Siは原子量28.1でFeの55.84に比べると小さく比重は2.41で2,588°Fで解ける。純粋なSiは硬くロツクウエルCで105でもろい。鼠鑄鐵中のSiは熔鑄爐の中で鑽石及びSlag中のSilicateと熱いCoke及び瓦斯との作用で作られ大體次の様な反應だが實際は更に複雑なものである。

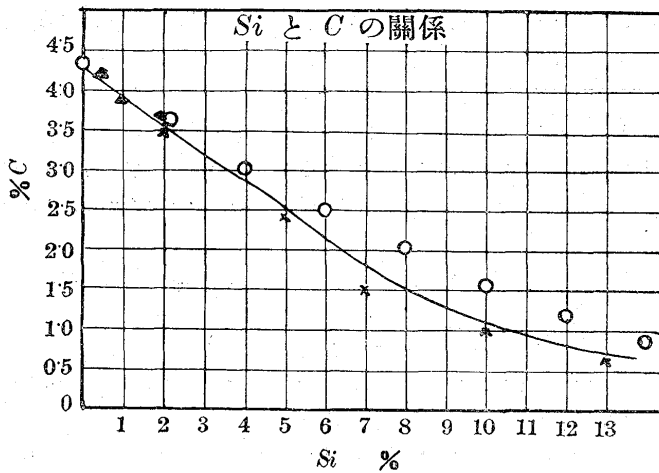
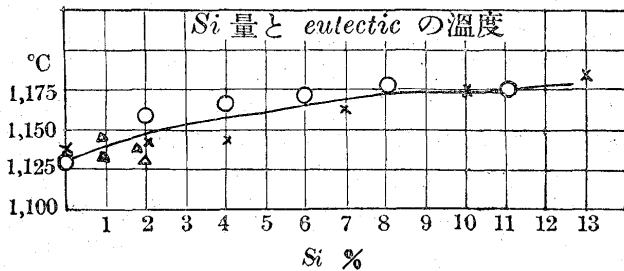


鼠鑄鐵に及ぼすSiの影響に就てはTurner (1,885-1,886)が發表するまで餘り知られて居らなかつた。鑄造家がT.C量とSiの量に注意する様になつたのは最近の事である。

鼠鑄鐵に含まれてゐる程度では Fe と Si は固溶體をなす Fe と Si の平衡圖に Haughton 及び Becker のものがある。(Iron & Steel institute 1930) Fe と Si は固溶體を作るから顯微鏡的には普通の鑄鐵の範圍では何ら變化がない。 Si は鐵を硬くし同時に強くする又耐蝕性を少しく増す、靱性に及ぼす影響は明らかでない。

最近三元の平衡圖に Gantermann (Zeit, für anorg chemie 1908) がある、又本多、村上のものもある (Si 24.7%まで) Han (Journal of iron & steel institute 1927) $Si_2 C_4$ のものがある $Fe-Si-C$ 合金に於ける Si の主なる影響は次の通り。

1. C の eutectic % は Si の増加と共に減ず。
2. eutectic の温度は Si の増加と共に上昇す。



3. Si はセメントタイトの安定性を無くする。

即ち他の條件が一定ならばセメントタイトは Si の存在により又 Si の増加により黒鉛化し易い。されば一定の冷却條件のもとでは黒鉛化の程度は Si の量により變へられる、與へられた炭素量の鐵では Si の増加と共に黒鉛が増し結合炭素が少くなる、それで軟くなる、特に高炭素の鐵ではこの影響が大である。

4. Si は脱酸作用をなす、これに關しては Eckman 及び Jordan (Transaction A. F. A. 1925) の研究がある。
5. Si が増すと eutectoid 生成の温度が上昇する。又それに必要な C の量を Si 1% につき 0.07% 宛下げる。

今 Si と C の關係を示すと次の様である。

Si%	T.C%	凝固點°C	Si%	T.C%	凝固點°C		
1	0.13	4.29	1,138	9	3.69	3.32	1,197
2	0.21	4.23	1,131	10	3.96	3.24	1,205
3	0.66	4.05	1,152	11	4.86	3.08	1,210
4	1.14	3.96	1,155	12	5.06	2.86	1,215
5	1.41	3.88	1,160	13	13.54	1.94	1,233
6	2.07	3.79	1,175	14	18.76	1.19	1,240
7	2.68	3.56	1,185	15	26.93	0.87	1,255
8	3.25	3.41	1,187				

(及 川)

8) 非鐵金屬及合金

Al-Mg 合金の固溶體の研究 (G. Chaudron et. R. Dandres: Compt. Rend, 8, 4, 1935.) 著者は Mg の含有量を變化して、壓延狀態の $Al-Mg$ 合金の機械的性質を調べた。 Al 及 Mg の地金は非常に純度の高いものを使用し、壓延後 $450^{\circ}C$ で熱處理してゐる。實驗結果 Mg の含有量が増すと抗張力は増加するが、延伸率は Mg 2% を含むと 35~55% も悪くなり、一定値に達した後固溶體範圍で多少増加した。微量の Al を含むと純 Al の變形の抵抗を中和するから、不純物が $Al-Mg$ 合金に同様な影響を與へることが考へられる。 Si 0.15% 添加すると抗張力は増加するが、延伸率は減少する、 Mn 0.45%、或は 1% Mn を添加しても同様であるが、抗張力と延伸率との和が一定量の Mg の含有に就ては一定であることは興味深い。然しながら 1% Zn 、或は Cd の添加は固溶體の機械的性質を改良しないのは、 Zn 、 Cd 等の結晶形が Mg と同一であるためではないかと述べてゐる。此等の合金を熱處理すると Al_3Mg_2 の化合物が析出して、延伸率は悪くなるが、抗張力はあまり變化しない。析出する様子は電氣抵抗の變化と伸びの減少からわかる。 β 結晶の析出は先づ結晶粒界から起り、さらに結晶粒内に進む。熱處理後の本系合金は β 結晶と同様に負の電壓を持つ。第1表は甘汞電極に對する 2% HCl 溶液に於ける電壓である。

第 1 表
燒入れ後 時效硬化後

$Al-Mg$ (6.5%)	-0.77	-0.9
" (10%)	-0.79	-1.07
" (6%)	-0.77	-0.76

Al_3Mg_2 の析出は約 0.2 v の E. M. F. を持ち、表面的に電對を作るから著しい局部腐蝕の原因になる。従て機械的性質からも、耐蝕性の上から考へても均一な組織が必要となるが、 β 結晶の析出が微細であると保護被膜を生成する。(森 永)

Bi, Pb, Sn, Cd 及び In の五元共晶合金に就て (Metals and alloys 1935, July, 173) 今日迄可溶合金として知られて居る合金としては、Lipowitz alloy 及び Wood's metal の 2 種が代表的のもので、前者は 50% Bi 、27% Pb 、13% Sn 、10% Cd で、後者は 50% Bi 、25% Pb 、12.5% Sn 、12.5% Cd で、いづれも四元共晶合金を利用したものであるが、その融解點は $60\sim 75^{\circ}C$ の間にあつて、その眞の融解點を見出すのは相當困難である。

French 氏に依れば、この 2 種の合金は、いづれも過冷し易く、Lipowitz alloy の方が四元共晶に近い。融液を動かさなくして、熱分析を行ふと、過冷して $65^{\circ}C$ 以下に凝固點が起り、激しく、融液を動かすか、攪拌するかに依ると、加熱の場合は $71.7^{\circ}C$ 、冷却の場合は $69.7^{\circ}C$ に起る。

この四元共晶合金に Hg を入れると 6~8% Hg で約 $60^{\circ}C$ に融解點が降下するが、 Hg が高價であり、且蒸發し易く、合金が脆くなる。經濟から云ふと Ga がよいかも知れぬ。

更に In は 1 オンス \$ 2.50~\$ 5.00 で、上記四元合金の融解點を下げる、即ち、41% Bi 、22.1% Pb 、10.6% Sn 、8.2% Cd 及び 18.1% In で融解點 $46.5^{\circ}C$ になる。これは人間の體温より一寸高いのであつて、應用方面としては、指紋をとる型に一寸温めて用ゐると、凝固の際、綺麗に出来るし、又外科用の鑄物等に用ひる事が出来る、而も、この合金は、展延性に富み、光澤もよい。

(高 瀬)

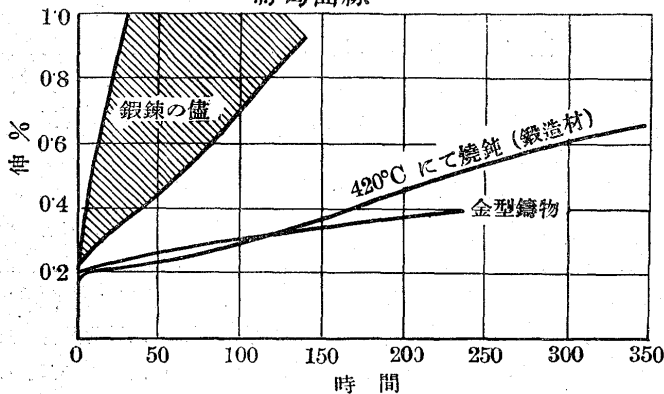
過飽和マグネシウム固溶體の匍匐試験 (W. Schmidt u.

H. Vosskuhler, Z. Metallkde, 179, 8,1935) 結晶質の變形は一般に、結晶學的法則に基いて行はれると説明せられて居るが、非結晶質にては所謂「非結晶質粘性」が想像され、之を偏移粘性と稱して居る、之等の非結晶質粘性は結晶質の材料にても、其の匍匐試験の場合に現はるゝものにして、前者は Mg 合金に就て、其の再結晶をなしつゝある間の匍匐試験に於る變形を試験し、更に過飽和固溶體の析出にて生ずる如き原子の偏移現象に就いても實驗して居る。

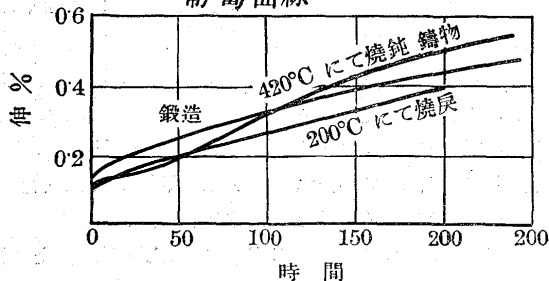
1) 再結晶中の變形 エレクトロン AZ 855 の鑄造、鍛造、及び鍛鍊後 420°C に 18 日焼鈍せる材料に就て 4.72 kg/mm² 140°C なる狀況で時間-伸曲線を取つた、合金の成分は 8% Al, 0.5% Zn, 0.2% Mn である、第 1 圖はその結果で、鍛造材は此の實驗温度で再結晶し、非結晶質粘性を示して、他の 2 者より伸の増加大である、斜線を施せる部分は、結晶粒の大小、鍛鍊度及び其の温度の差、等のために測定値が散亂せるものである、鍛鍊後焼鈍せるものは、鍛鍊の儘より良結果を得てゐる、故に匍匐強度には焼鈍が必要である。

2) 析出中の變形 第 1 圖の鍛鍊後焼鈍せる曲線は 70 時間から伸長速度が著しく増加し、280 時間後は再び小になる、此は焼鈍に依つて、均一過飽和固溶體となり、實驗温度にて析出現象が生じ、之が非結晶質粘性に作用し、異状伸増加を來したものである、之に就いて、實驗前並に 68 時間、280 時間、及び 476 時間に顯微鏡組織、硬度、抗張試験を行ひ、68 時間及び 280 時間の間に、諸性質の變化最も甚しく、析出も亦活潑であることを示して居る。

第 1 圖 AZ 855, (140°C × 4.72 kg/mm²) 匍匐曲線



第 2 圖 AgV, (140°C × 4.72 kg/mm²) 匍匐曲線



3) 再結晶並に析出が同時に現れたる場合の變形 第 1 圖の斜線を施せる部分の下線の曲線は 70 時間後に伸の増加が急に大となつてゐるが之は再結晶及び析出が重複せるもので顯微鏡組織は供給状態で均一なものが實驗の経過に伴ひ、再結晶と析出を同時に現はして居る。

4) 析出させた材料の變形 若し實驗前に豫め析出が行はれて居

る時は析出に依つて生ずる伸の著し増加は自ら行はれ得ない筈である、第 2 圖はエレクトロン A 9 V (8.5% Al, 0.5% Zn, 0.2% Mn 砂型鑄造) に對する鑄造の儘、鑄造後焼鈍 (420°C)、及び 200°C で 10 時間加熱焼戻せる時の時間-伸曲線である、實驗狀況は 荷重 4.72 kg/mm²、温度 140°C である、即ち焼戻處理せしものは非結晶質粘性の意味に作用する状態を現はさず、故實際、材料を使用する場合の焼戻處理の最も有效なるは明である。 (佐藤)

洋銀の鑄造 (T. E. Kihlgren: Metals & Alloy June 1935, 139)

洋銀として次の 3 種がある。

- (1) 常温加工合金、5-30% Zn (機械加工を容易とする爲めには 1-3% の Pb を加ふ) 10-30% Ni
- (2) 高温加工又は擲出用合金 8-15% Ni, 38-45% Zn, (Zn 5% を加ふれば常温、高温共に加工容易となる)
- (3) 鑄造用合金 12-30% Ni, 5-20% Zn, 2-10% Pb, <6% Sn, 多くの鑄造用合金は 15-20% Ni, 5-15% Zn, 0-4% Sn, 0-6% Pb を含む。Zn は熔融點を降下し、巢を減ずる作用があり、Pb は耐壓性を高め、Sn は硬化作用がある。何れも熔融點を降下し、流動性を改善し、收縮に好果を與へる。Ni は合金の色、耐蝕性を改善する。

Federal Specification WWP 541 に依れば 20% 洋銀の成分は次の如くである。

	標準	最高	最低
Ni	20	—	19
Cu	65	—	62
Zn	6	10	—
Sn	4	—	2.5
Pb	5	6	—
Mn	—	1	—
Fe 其他	—	1	—

左表中 Mn の許容含有量の異なるは注意される。良質な鑄物としては Mn は <0.25%、Fe は <0.50%、Si は <0.03% を必要とする。配合には次の諸法が用ひられる。

- (1) 電解ニツケル、此れに Cu, Sn, Zn, Pb を加へる。
- (2) 50-50 Ni-Cu ショット、此れに他金屬を加へる。
- (3) 2: 1 Ni-Cu ショット、此れに他金屬を加へる。
- (4) 鑄流し。

上記の中 (3) 迄は屑金又は再熔品を 30~50% 配合する。良好な熔解例へば重油坩堝を用ふる場合の如きは新地金を合せる方がよい。ニツケルショットを用ふる時は Si <0.10%、Fe <1.0%、Mn <0.25% のものを撰定する必要がある。規格の嚴重な場合は鑄流しを用ひた方がよい。

熔解-熔解爐にはコークス又は重油の坩堝が用ひられ、就中重油爐が便で、150 lbs の裝入物は 1 時間で熔解を終る。此の外搖動式弧光爐、高周波爐も稀に用ひられる。坩堝熔解には Cu, Ni, 再熔品最初に裝入し、Zn は Cu, Ni の熔解後加へ、Sn, Pb は最後がよい。或る場合には少量の Zn を最後に加へる。木炭被覆は重油爐の場合便であるが、Zn, Sn, Pb 添加後は加へない方がよい。硝子、石灰、硼砂及び硼砂+硼酸 (80:20) の被覆はコークス爐に用ふるとよい。何れも掻き出しに充分注意すべきである。最後の脱酸は次の如く行ふが良好とされてゐる。

脱酸劑	量	添加物	添加時期
0.1% Mn	1.5 oz/lb	97% 金屬 Mn	鑄込 5-7 分前
0.05% Mg	0.75	Mg 棒	同 3-5 分前
0.02% P	2.0	15% P-Cu	同 直前

坩堝が爐内に在る時は Mn は紙包の儘投入し攪拌する。坩堝を引き出した後 Mg 棒を湯へ深く押し込む。次の Pb の添加は型の位置

で行ふ。

鑄流し熔解の時の脱酸はその組織で若干變更される。

鑄込み

注入は比較的急速に行ふ。鑄込温度は次の如くである。

合金名	Ni	Zn	Sn	Pb	鑄込温度 °F
Benedict Metal	12.5	20	2	10	2,100-2,300
18% 洋銀	18.0	20	—	1	2,250-2,450
規格品	20.0	6	4	5	2,350-2,500
—	20.0	15	—	—	2,375-2,525
—	20.0	15	2	5	2,250-2,450
—	25.0	20	—	—	2,375-2,525

鑄型一縮み代は 3/16" (1 π 當り)。湯口、上り等は赤色眞鍮の 2-3 倍が必要である。氣抜は眞鍮の場合より更に留意する。且鑄物砂は更に高い耐火度と通氣性を要し、砂粒は角形がよい。黒味には黒鉛を用ふる。通氣性 40-60、水分 5.5% を標準とする。

(M A)

強力鑄造用非鐵合金に就て (A. J. Murphy, M. Sc: Metal industry, Sept, 1935.) 有用鑄造用非鐵合金を考ふるには、先づその使用目的に應じて、抗張力のみならず、電氣傳導度、機械仕上度、比重と抗張力との比、耐蝕性及び生産費といふものを考慮に入れなければならぬ。従來の主なる合金としては、Cu, Ni, Zn, Al 及び Mg を主成分とする合金が主なるもので、之等の合金は、單に鑄造のみ、或は熱處理を行ふものの二種に別けらる。次に主な非鐵鑄造用合金の諸性質を簡単に述べると。

1) マンガン青銅 (Manganese-bronze) これは、最も有名なもので、成分としては、4:6 眞鍮に、Al, Fe, Sn, Ni 及び Mn 等を含むもので、通常 Al 1~5%、Fe 1~2%、Sn 1% 以下、Ni 1~2%、Mn 0.1~5% で、これ等の内 Sn 1% 含むものは、Ni 及び Mn が少なく、Ni を含むものは Al が少ない。

Mn 青銅の機械的性質を司る主な要素は、組織と化學成分で、大抵の有用眞鍮は α と β の組織の混つたもので、「Guillet の亞鉛當量」から Mn 青銅も、その成分によつて、その組織を推定出来る。單に Cu と Zn とのみからなる眞鍮は砂型鑄物では、34% Zn 迄は全部 α 組織であるが Zn % がこれ以上増すにつれて β の量が増加し遂に 45% Zn で全部 β 組織となる。第 1 表は α 及び β 組織の含有量とその機械的性質を示し、第 2 表は、Fe, Sn が夫々 1%、Al 0.25%、Mn 0.25% を含む Mn 青銅の組織の變化と機械的性質の關係を示す。これによると、第 1 表、第 2 表ともに、熱の量の増加するにつれ α 組織を減じ、従つて硬さ、抗張力を増し、Mn

第 1 表 Cu-Zn 合金の機械的性質(砂型鑄物)

Zn(%)	α 相(%)	最大抗張力 (lbs/in ²)	延伸率 (%)	ブリネ ル硬度
33.7	100	33,600	63	55
35.0	88	42,800	59	59
38.0	75	47,152	56	64
40.1	69	51,520	55	72
41.8	55	55,104	50	80
43.7	14	62,272	27	102
45.5	0	68,096	27	105

第 2 表 Mn 青銅の機械的性質(砂型鑄物)

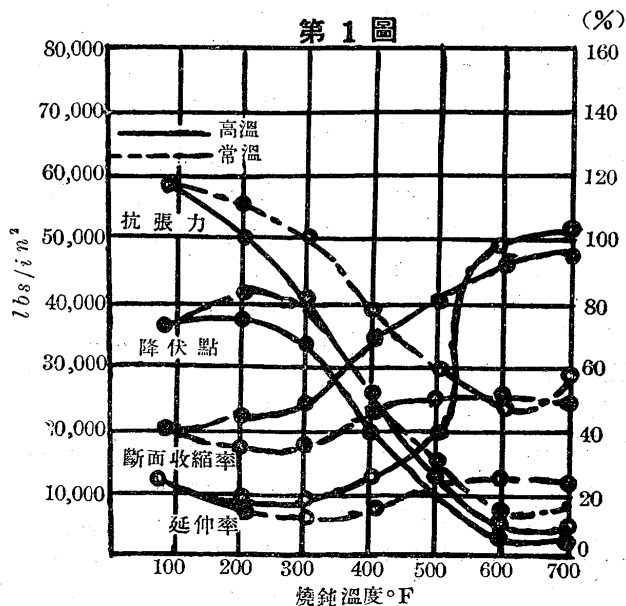
Zn(%)	α 相	最大抗張力 (lbs/in ²)	延伸率 (%)	ブリネ ル硬度
31.0	100	46,592	24	72
32.9	78	53,312	36	75
37.5	70	60,928	50	85
39.2	45	69,216	42	95
41.1	25	76,608	28	121
44.1	0	83,328	21	129

青銅では 47.8% Zn で全部 β 組織に變るのであつて、眞鍮とともに β 組織のものが大きい抗張力、硬度を示す、従つて、目的に應じて、 α , β , を含有するもの又は α , β のみ一相を有するものが用ひらるゝ譯であるが、鑄造用 Mn 青銅としては、 α と β とを含む組織のものが廣く用ひらる。使用場所としては、海水に曝される處、及び大きい力を要する處に用ひらるゝが、銅と直接接觸すると galvanic action を起して耐蝕性を弱めるので注意を要する。次に用ひらるものは全部 β 組織のもので、砂型鑄物で 112,000 lbs/in² 15~20% を有し、非磁性體である等で、大きい遠心力の働らく處に用ひらる。この β 組織のものに Al が多く這入ると、結晶粒間の腐蝕を生じ、割れの生ずる恐れがある。

2) アルミニウム青銅 (Aluminium-bronze) 強力非鐵鑄造合金の一種で、成分は Cu に 8~10% Al を含むものである。砲金、眞鍮類に比して、鑄造の困難なのは、凝固の收縮率の大きい事、凝固範圍の狭い事、酸素及び水蒸氣と Al が容易に化合して、湯流れの悪い酸化物を生ずる事、歴史が新しい事業で、今後大いに發達する鑄造用合金である。機械的性質は、1 吋厚さの砂型鑄物では 8% Al で全部 α 組織であるが、10% Al では α と β 組織が半分位づゝ存して居つて前者は、最大抗張力 56,000 lbs/in²、延伸率 60%、ブリネル硬度 65 であるが、後者は 71,600 lbs/in²、22%、95 であつて、眞鍮 (Cu-Zn 系) よりも強く、耐蝕性も大きい、 β 組織を有するものは、540°C より徐冷すると α と δ の共析状態を起して、極めて脆くなる。之はアルミニウム青銅の自己焼鈍と稱せられ居るが決して特殊のものでなく錫青銅の例を見ても寧ろ當然と稱せらるべきで、錫青銅ならば當然起るべき分解が、アルミニウム青銅のときは、極めて不完全にしか起らない。故に小型鑄物は冷却が早いだけに分解が不完全であるから機械的性質が優良になるが、大型のものは緩冷されるだけに分解が進行して脆弱になり易い。従つて鑄造後直ちに型から出して焼入れるとか、水をかけるとかするのは有效であるが、30 cm 以上になると、此の方法も効果が少い。最も有效なのは、Fe, Ni, Mn 等を加へてこの分解を一層不完全ならしめるとか、又は適當に熱處理する事である。

(高 瀬)

鍛鍊用アルミニウム合金の高温に於ける機械的性質に就て (F. M. Howell and D. A. Paul; Metals and alloys. 1935,



October, 284~288) この研究は、metals and alloys, 1934, August に掲載された論文の續きである。種々の温度に長時間焼鈍した Al-合金の常温及びその焼鈍温度に於ける機械的性質に就いて研究されたもので、合金の種類及び状態は第1表に示す、O は所定温度で焼

第 1 表

材料	Si(%)	Cu(%)	Mn(%)	Mg(%)	Ni(%)	Cr(%)
14 S-O	0.80	4.40	0.75	0.35	—	—
14 S-T	0.80	4.40	0.75	0.35	—	—
17 S-T	—	4.00	0.50	0.50	—	—
18 S-O	—	4.00	—	0.50	2.00	—
18 S-W	—	4.00	—	0.50	2.00	—
Y-合金	—	4.00	—	1.50	2.00	—
24 S-T	—	4.20	0.50	1.50	—	—
32 S-T	12.50	0.80	—	1.15	0.80	—
51 S-W	1.00	—	—	0.60	—	—
A 51 S-T	1.00	—	—	0.60	—	0.25
53 S-O	0.70	—	—	1.25	—	0.25
53 S-T	0.70	—	—	1.25	—	0.25

鈍したもの、W は固溶範囲から水焼入したもの、T は水焼入したものを時効又は 340°F で人工時効せしめたもの、14S、18S、Y 合金、32S は最初鍛錬したものである。実験方法としては、試料を所定の恒温爐に入れて一定時間後急に取り出し、機械試験機に設置せる爐に再び入れて温度が均一になつてから抗張試験を行つた。又之等成分の試料を常温で機械試験を行ふ爲に、所定温度に充分焼鈍して空中徐冷を行つた。試験温度は、300、400、500、600 及び 700°F である。実験結果は、上記各温度の焼鈍温度と焼鈍時間との関係は、合金が試験前焼鈍されたものでは、焼鈍時間の増加とともに、抗張力、降伏點は減して、延伸率、断面収縮率は増加する。合金が豫め熱処理されたものは、200~300°F で人工時効に依つて、抗張力、降伏點を増す。

又各温度で長時間焼鈍した状態の合金の機械的性質と常温迄徐冷したものとの機械的性質とは、例へば、第1圖 17S-T 合金の如く、300°F で、焼鈍したものの合金の抗張力は 40,000 lbs/in^2 であるが、常温に徐冷せるものは、50,000 lbs/in^2 で、10,000 lbs/in^2 だけ大きい。又焼鈍時間と機械的性質の関係は、後者に於ては、時間の増加につれて一度最小値を示すが再び増加する。之等の原因は結局、焼鈍温度から空中徐冷される場合に、一部焼が入つた爲に外ならないのであつて、この著しい合金は 14S-O である。従つて熱処理された Al-合金を充分軟化するには、注意を要し、特別の焼鈍方法を講じなければならぬ。(高瀬)

9) 化學分析

輕合金中の珪素の迅速定量法 (H. Pinsl: Z. Metallk., 27, 1935, 107.) SiO_2 を含む弱酸性溶液にモリブデンアンモンを加へると $(NH_4)_2SiO_2 \cdot xMoO_3$ の黄色の化合物が生成する。比色測定用の溶液としては、 K_2CrO_4 或は $HO \cdot C_6H_5(NO_2)_3$ 等の溶液が推稱されてゐる。0.265% の K_2CrO_4 の溶液がモリブデン反應に於ける SiO_2 の 50% の色度に相當してゐるが、最近の研究では K_2CrO_4 の溶液は比較溶液として充分でないことが分つた。即ち容器のアルカリが徐々に溶け込むと、 CO_2 を吸収する等のために、水素イオンの濃度が變化して来る。換言すれば色度が變化してゐることになる。此の反應を避けるために硼砂の緩衝溶液が使用される。然るときは PH の濃度が調節され、光の吸収が一定になる。クロム酸鹽溶液の濃度は、緩衝溶液が青白くなるから 0.265% から 0.29% 位加へなければならぬ。 $HO \cdot C_6H_5(NO_2)_3$ の溶液は $(NH_4)_2SiO_2 \cdot xMoO_3$ の溶液より少し緑がゝる黄色である。市販の $HO \cdot C_6H_5(NO_2)_3$ は真空乾燥器で

乾燥するか、ベンゾールで再結晶して使用しなければならぬ。 $HO \cdot C_6H_5(NO_2)_3$ 溶液は 25.6% が 50% の珪酸に相當し、信頼性のある標準溶液になる様に想はれる。モリブデン酸鹽の反應では酸の強さが色度及び反應速度に影響する様である。Stömmel 及 Kehren 等に依ると 1g のモリブデンアンモンを含む試溶液の 100cc を採取し、5cc $HCl(1:1)$ 、0.5cc $HNO_3(32\%)$ 、或は $H_2SO_4(50\%)$ 等の數滴を添加してその影響を報告してゐるが、有機酸の影響に就ては述べてゐない。Schwarz は PH 1.1 のとき色が最も濃いのを識別に採用してゐる。此のためには溶液 50cc に 1cc $HCl(3:2)$ と 10% モリブデンアンモン 2cc を加へる。數分後には最大の色度を呈し、少くも 30 分位は色度は一定である。精密を必要としない場合は普通の比色計で充分である。然しながら金屬中の微量な Si の測定には光度計が良く、著者は Zeiss-Pulfrich 光度計を使用してゐる。装置の大體の説明をすると、一方の容器に試験すべき液を入れ、他方には普通の比色法の様に水を充す。適當なフィルターを入れた後、試験すべき溶液側の目盛シリンダーを全開し、他の目盛スクリーンは接眼鏡を通して見るとき、視野の半分の色度と輝度が同一になる様に調節する。本法では透過光線の強さと、試験される溶液に依つて吸收される光の限界をも測定することになる。光源には單色光を使用してゐる。Si の含有量 0.8% 以上になると、水のかはりに K_2CrO_4 の溶液にとりかへるが、0.8% 以下の場合には必要を認めない。本実験装置の誤差の範圍は Si の含有量 0.2% 迄は 10%、0.2~0.5% では 5%、0.5~2.0% に於ては 3% と稱してゐる。

(森永)

Cr 鋼又は合金中の Ti, Zr 又は Al の電解的定量法 (H. A. Kar: Metals & Alloys, June 1935 156) Timken Steel & Tube Co. (Canton, Ohio) 研究室の創案に成る方法で、電解に依り 4 時間の操作で正確な値を得てゐる。定量に影響する成分は悉く電着除去されるを特長としてゐる。此の方法では水銀をカソードとし、硝子棒に埋めた白金線の下端 1/2" が水銀中に挿入され、他端が電源に連結される。アノードは徑 1 1/4" の白金板を硝子管に封入された白金線に鑲接したものである。アノード極板は液面下 1/2" に在る如くし、この中央には攪拌棒を挟し込む 3/8" 徑の孔を穿てある。分析方法は次の如く行ふ。

試料 1g (Ti 0.5% 以下の時は 2g) を 200cc のピーカーに秤取し、10% の硫酸 20~40cc を加へ徐熱して分解する。之を 200cc の長型ピーカーに濾別する。このピーカーには豫め 1" の深さに水銀を盛り、後電解槽とする。濾液は 75cc 以下とする。これを流水中にて 4 amp で 1.5~2 時間電解する。濾別された残渣は濾紙と共に灰化、重硫酸カリで熔融し、5cc の水と 3 滴の硫酸を加へ分解し、主溶液に加へる。沈澱後溶液 1 滴を採り 1% 黃血鹽を加へ、青色を發せざるに至れば極板を上げ洗滌し、溶液を濾過し、濾液は次の 2 法に依つて定量する。

(1) 濾液に硫酸を容量にて 10% に相當する迄加へ、6% の Cupferron を攪拌しつゝ加へ沈澱を完成せしむ。5 分間静置後濾過する。沈澱は濾紙と共に灰化し、弗酸及び硫酸を加へて珪素を除き更に 1,000°C に焼成して秤量する。

(2) 濾液に過剰のアンモニアを加へ、過硫酸アンモンの結晶を投じ 2 分間煮沸、濾紙パルプを加へ濾過する。沈澱は (1) の如く灰化し Si を除き秤量する。此の残渣は少量の重硫酸カリにて熔融し、20% 硫酸 20cc にて抽出し、之に枸橼酸 2g を加へて攪拌する。更にアンモニアにてアルカリ性とし、5 分間硫化水素を通じ、濾過後

灰化して秤量する。兩秤量値の差は Ti 又は Zr の酸化物である。

此の分析法は Ti 又は Zr を含有する諸ゆる鋼に用ひられる。窒化鋼中の Al 定量にも用ひられ、 $Fe-Ti$, $Fe-Zr$ にも結果は宜い。 V を含まない時は U の定量にも用ひられる。此の分析装置は一式で250弗で發賣されてゐる。(MA)

10) 工業經濟及び政策

スペインの鐵冶金工業 (J.S.Y. Bonaster & F. R. Morial, Metals & Alloys, 6, 1935, 218) スペインの鐵鑛石埋藏量は國內の需要を満たすに充分以上あり、採掘鑛の $1/3 \sim 1/5$ は輸出される。1913年の採掘量は 9,000,000t に達したが、1934年には僅か 2,000,000t に過ぎず、其の内國內消費量は 700,000t である。鑛山の附近に熔鑛爐が設けられ、Viscaya, Asturias, Santander, Navarra, Alava, Valencia, Barcelona 等が主である。Altos Hornos de Viscaya は最古の工場の一つで、壓延工場を改新し、電動機を使用し $70 \sim 120 \frac{1}{h}$ の生産力を得る様になった。75t の März 爐 3 基が設置され、熔鑛爐瓦斯は加熱用に用ひられ、最近は機械裝入を設けた。

最新の工場としては Sagunto の La Campania Siderergica del Mediterraneo である。米國の技術者の建設したもので 4 基の熔鑛爐があり、400t 2 基は目下操業中である。製鋼銑及び鑄物銑を製造してゐる。製鋼工場には 80t 平爐 3 基、90t 平爐 1 基あり、日産 900t である。壓延、修理並に鑄物工場等何れも最新の設備を有する。散炭爐の副産物はベンゼン、トルエン、キシレン等で、火藥、染料並に衛生用品として廣く國內の需要を満たしてゐる。通常全従業員は 4,000 人、(1933 年には 1,000 人に過ぎず)

世界大戰前はスペイン産銑鐵は獨、英、伊等に輸出され、1934年には 350,000t に達した。昨年度の熔鑛爐の操業数は不明であるが、20 基は吹き立ての準備を了し、12 基は操業中であつた。銑産額は 1932 年に 533,000t、1934 年に 540,000t で世界産額の 1.04%、0.66% に過ぎない。

スペインの冶金工業は投資額 1,069,000,000 ペソ、(約 145,000,000 弗) 230 の冶金工場、300 の加工工場がある。従業員数は約 125,000 で、調査に依れば其の 23% は失業してゐる。政府は鐵工業保護の目的から市場の獨占的權利を附與してゐるが、之は逆つて工業の近代化を遮げる結果を與へてゐる。此の獨占事業は Basque 地方の數人の富有な工業家に占められてゐる。従つて特殊な材料は製造されず、造船所は閉鎖され、鐵道は財政的に不安定である。最近は冶金工業家の會合が作られ、國內への新智識の普及、工場經營の合理化等が論議される様になった。(M A)

11) 雜

専門語の定義の確定 (Karl Daevies, 5, Sept. 1935) 6 年前獨逸鐵鋼協會の製品委員會は、屢々使用される用語の曖昧を防ぐ爲に、熱處理方面に於ける専門語の統一化を提議した。此の運動の繼續中、同委員會は、Altern, Reckaltern, Aushärtung なる用語に關して詳しく相談し、其の結果を此處に公表して大方の御使用を願ふ事にする。

Altern (時効現象); 金屬學的意味に於て、時間の経過と共に、外部からの何等の作用なしに、常溫に於て起るか (natürliche Alterung 自然時効現象)、又は高溫に依つて促進される (künstliche Alterung 人工時効現象) 材料の性質變化。

Reckaltern (Stauchaltern); 各種の冷間加工に依つて起された又は促進された時効現象。

Aushärtung (時効硬化); 時効現象に依る硬度の漸的上昇、大抵は急冷の後。

1929 年に公表された用語の定義は實地に於て非常に便利である事が證明された。二三の改正提案があつたが、よく調査した結果其等は何等の改正にもならないものであつた。此處に再録する専門語の定義は、其故に決定的なものと思見してよらしい。

1. Wärmebehandlung (熱處理); 或る定まつた冶金學的性質を得る目的を以て、唯溫度又は溫度経過の變化に依つて、固態に於ける鐵及び鋼を處理する一つの方法、又は數個方法の結合。

2. Abschrecken (急冷); 材料の促進された冷却。

3. Härten (焼入れ); マルテンサイと生成に依つて焼入れが起る丈の速度を以て A_1 以上(大抵は A_3 以上)の溫度から鋼を冷却する事。

4. Glühen(焼鈍); 固相に於て(或一定溫度に)材料を加熱した後、一般に緩慢に冷却する事。

5. Normalglühen (燒準); Ac_3 ($Accm$) を僅かに超へる溫度に熱した後、靜かな空氣中にて放冷する事。

6. Weichglühen (セメントタイト球狀化); 球狀セメントタイトを得る爲に材料の燒鈍。大抵は Ac_1 直下にて長時間加熱するか、又は A_1 點附近を上下させた後緩かに冷却する事に依つて。

7. Anlassen (燒戻し); 熱處理に依る焼入れ後、又は冷間加工の後、材料を Ac_1 以下の或る溫度に加熱し、而る後冷却する。

8. Vergüten (調質); 焼入れ操作と、粘性の本質的增加が起る程度の高溫に燒戻しする操作との結合。(深 堀)